

RUIMAR RUBENS DE GOUVEIA

**A INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE INTERPASSE NA TENACIDADE DO
METAL DE SOLDA NA SOLDAGEM MULTIPASSE DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO CA6NM PELO PROCESSO TIG**

CURITIBA

2008

RUIMAR RUBENS DE GOUVEIA

A INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE INTERPASSE NA TENACIDADE DO METAL DE SOLDA NA SOLDAGEM MULTIPASSE DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSITICO CA6NM PELO PROCESSO TIG

Dissertação apresentada como requisito para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica do Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de concentração Manufatura.

Orientador: Eng. Prof. Dr. Paulo César Okimoto

CURITIBA

2008

AGRADECIMENTOS

Ao orientador Professor Paulo César Okimoto pela orientação, estímulo e apoio para a realização deste trabalho.

Ao Eng MSc. André Ricardo Capra e o Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, LACTEC, pela cooperação, utilização dos laboratórios e suporte financeiro dado para a realização desta pesquisa.

Ao Programa de Pós Graduação de Engenharia Mecânica (PG-Mec), Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, nas pessoas de seus Professores do Departamento de Engenharia Mecânica, funcionários e Coordenador do Mestrado, pela oportunidade de realização desta pesquisa.

Aos amigos da Coordenação de Mecânica da UTFPR Campus Ponta Grossa.

Aos amigos Bernhard, Edson Hiromassa Takano e Edson Okimoto pela amizade, apoio e pelos momentos de descontração.

Aos companheiros de viagem César e Anderson.

Aos amigos Joceli e Evandro que muito me ajudaram na realização deste trabalho.

A todos aqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

À minha esposa, meu filho, e família, pelos incentivos em todos os momentos deste trabalho.

RESUMO

Turbinas hidráulicas podem apresentar diversos problemas, porém, dois deles são mais comuns e considerados críticos. Devido ao seu modo de funcionamento, estas turbinas estão sujeitas à erosão por cavitação e ao trincamento em regiões de alta concentração de tensões. Considerando as aplicações de reparo de turbinas hidráulicas, há grande interesse em desenvolver procedimentos de soldagem que evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). O presente trabalho busca analisar a influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda na soldagem multipasse do aço inoxidável martensítico CA6NM pelo processo TIG utilizando varetas AWS 410NiMo. Os resultados mostram que existe uma influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda e os níveis de temperatura de interpasse utilizados influenciaram significativamente as propriedades das juntas soldadas.

Palavras-chave: CA6NM. Temperatura de interpasse. Tenacidade.

ABSTRACT

Hydraulic turbines can present diverse problems, however, two of them more common and are considered critical. Due to its way of functioning, these turbines are subjected to the erosion by cavitation and the cracking in regions of high concentration of tensions. Considering the applications of repair of hydraulical turbines, it has great interest in developing welding procedures that prevent the Post Weld Heat Treatment (PWHT). The present work searches to analyze the influence of the temperature of interpass in the tenacity of the weld metal in the welding multipass of the martensitic stainless steel CA6NM for the process TIG using rods of AWS410NiMo. The results show that an influence of the temperature exists of interpass in the tenacity of the weld metal and the levels of temperature of interpass used had significantly influenced the properties of the welded meetings.

Key-words: CA6NM. Temperature of interpass. Tenacity.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Área afetada por cavitação.....	16
Figura 2.2. Trinca em turbina tipo Pelton.....	17
Figura 2.3. Diagramas de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono.....	24
Figura 2.4. Diagrama de fases ferro-cromo-níquel, para razão cromo/níquel igual a 3:1.....	25
Figura 2.5. Variação das temperaturas do eutetóide em função da concentração em peso dos elementos de liga Ti, Mo, Si, W, Cr, Mn, Ni	26
Figura 2.6. Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade.....	27
Figura 2.7. Variação das temperaturas de transformação Ac1, Ac3 e Ms.....	29
Figura 2.8. Influência da temperatura de revenimento na tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$), tensão máxima (σ_{TS}) e energia de impacto (EI) do aço martensítico macio com 12Cr/6Ni/1,5Mo/0,04C.....	30
Figura 2.9. Dureza máxima do metal de solda na condição como soldado em função do teor de C.....	36
Figura 2.10. Região do arco na soldagem GTAW	38
Figura 2.11. Comportamento das transformações durante o resfriamento da solda e subsequente tratamento térmico posterior.	39
Figura 3.1. Representação esquemática do planejamento experimental adotado no trabalho.....	42
Figura 3.2. Dimensões da junta utilizada em mm.....	46
Figura 3.3. Dispositivo para soldagem.....	46
Figura 3.4. Esquema do seccionamento dos corpos de prova para macro, e metalografia e ensaio de tenacidade ao impacto dimensão em mm.	48
Figura 3.5. Regiões de medição da microdureza	49
Figura 4.1. Macrografias corpos de prova segundo a temperatura de interpasse.....	51
Figura 4.2. Macro e micrografia da zona fundida segundo a temperatura de interpasse de 80 °C.....	53
Figura 4.3. Macro e micrografia da zona fundida segundo a temperatura de interpasse de 150 °C.....	54

Figura 4.4. Efeito da sobreposição do último cordão na soldagem realizadas com temperatura de interpasse de 80 e 150 °C.	55
Figura 4.5. Tamanho comparativo dos grãos na região do corpo de prova de onde foi retirada a amostra para ensaio Charpy.	57
Figura 4.6. Macro e micrografia da zona fundida segundo a temperatura de interpasse de 400 °C.	58
Figura 4.7. Teste passe TIG.	59
Figura 4.8. Passe TIG energia de soldagem 0,93 KJ/mm.	62
Figura 4.9. Passe TIG energia de soldagem de 0,41 KJ/mm.	63
Figura 4.10. Perfil de dureza com diferentes níveis de aporte térmico sobre o corpos de prova Charpy, da temperatura de interpasse de 400 °C.	64
Figura 4.11. Localização da ferrita delta para a temperatura de interpasse de 80 °C.	66
Figura 4.12. Localização da ferrita delta para a temperatura de interpasse de 150 °C.	67
Figura 4.13. Localização da ferrita delta para a temperatura de interpasse de 400 °C.	68
Figura 4.14. Microdurezas para diferentes temperaturas de interpasse nas três regiões dos corpos de prova.	70
Figura 4.15. Microdureza média das temperaturas de interpasse	71
Figura 4.16. Macrografia e MEV da superfície de fratura das peças do ensaio Charpy para as temperaturas de interpasse de 80, 150 e 400 °C.	73
Figura 4.17. Gráfico de tenacidade.	75
Figura 4.18. Gráfico ensaio charpy.	75
Figura 4.19. Faixa usual de valores de tenacidade ao impacto obtidos em ensaios de Charpy com entalhe em V no aço inoxidável martensítico macio ASTM A 743 CA6NM.	77
Figura 4.20. Contração Lateral (%).	77

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Localização das turbinas fabricadas com o aço CA-6NM utilizadas pela COPEL	12
Tabela 2.1. Composição Química.....	21
Tabela 2.2. Propriedades físicas e mecânicas típicas do aço fundido CA-6NM.....	21
Tabela 2.3. Propriedades mecânicas e teor de C do metal de solda, obtidos com o arame ER 410NiMo com temperatura de interpasse de 130 °C	33
Tabela 3.1. Composição química do aço ASTM A 743 CA-6NM fornecido pela VOITH.....	43
Tabela 3.2. Composição química da vareta ER 410NIMO.....	43
Tabela 3.3. Temperaturas de pré-aquecimento e interpasse utilizadas.....	44
Tabela 3.4. Parâmetros de soldagem utilizados segundo as faixas de interpasse utilizadas.....	45
Tabela 3.5. Composição e condições de uso dos ataques químicos.....	48
Tabela 4.1. Parâmetros adotados para reaquecimento TIG em Charpy a 400 °C ...	59
Tabela 4.2. Valores obtidos através dos ensaios de tenacidade ao impacto (Charpy V) dos corpos de prova do metal de solda 410NiMo	72
Tabela 4.3. Composição química metal de solda	72
Tabela 4.4. Comparativo de tenacidades do metal de solda.....	76

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	11
1.1. OBJETIVO GERAL	14
1.2. OBJETIVO ESPECÍFICO.....	14
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1. TURBINAS HIDRÁULICAS	15
2.2. DANOS OBSERVADOS NAS TURBINAS HIDRÁULICAS	15
2.2.1. DANOS PROVOCADOS PELA CAVITAÇÃO.....	16
2.2.2. DANOS PROVOCADOS POR TRINCAS	17
2.3. MATERIAIS UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO	17
2.4. PROCEDIMENTOS DE REPARO	18
2.5. PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE.....	20
2.6. AÇO ASTM A 743 – CA6NM	20
2.7. METALURGIA DA SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS MACIOS CA6NM.....	22
2.8. TRATAMENTO TÉRMICO	29
2.9. SOLDABILIDADE DO AÇO CA6NM.....	31
2.10. INTRODUÇÃO A SOLDAGEM POR FUSÃO	37
2.10.1. PROCESSOS DE SOLDAGEM A ARCO	37
2.10.1.1. O PROCESSO DE SOLDAGEM TIG (GTAW).....	37
2.10.1.2. AS VARIÁVEIS DO PROCESSO DE SOLDAGEM.....	38
2.11. TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E INTERPASSE	39
3. METODOLOGIA	41
3.1. PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	41
3.2. MATERIAIS	43
3.2.1. EQUIPAMENTOS UTILIZADOS	43
3.2.2. METAL DE BASE	43
3.2.3. METAL DE ADIÇÃO	43
3.3. SOLDAGEM DAS CHAPAS DE TESTE.....	44
3.4. ENSAIOS.....	47
3.4.1. ENSAIOS METALOGRAFICOS.....	47
3.4.1.1. MACROGRAFIA	47
3.4.1.2. METALOGRAFIA.....	47

3.4.2.	ENSAIO DE MICRODUREZA.....	49
3.4.3.	ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO (CHARPY ENTALHE V)	50
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	51
4.1.	ANÁLISE METALOGRÁFICA DO METAL DEPOSITADO	51
4.1.1.	EFEITO DAS TEMPERATURAS DE INTERPASSE 80 E 150 °C	52
4.1.2.	TEMPERATURA DE INTERPASSE 400 °C	58
4.1.3	PASSE TIG	59
4.2.	FERRITA DELTA	65
4.3.	ENSAIOS MECÂNICOS	69
4.3.1.	MICRODUREZA	69
4.3.2.	TENACIDADE AO IMPACTO (CHARPY ENTALHE V).....	72
5.	CONCLUSÃO E SUGESTÕES	79
6.	REFERÊNCIAS.....	80

1. INTRODUÇÃO

A produção de energia elétrica no Brasil possui uma predominância Hidráulica (92%). O potencial hidráulico a ser explorado é de grande envergadura, em torno de 206.992 MW e nos últimos anos tem-se observado um crescimento médio da demanda em torno de 5%, sendo que em algumas regiões este crescimento chega a 20%.

Para atender este aumento da demanda, as usinas instaladas têm operado em seus limites máximos, o que tem contribuído para um incremento de ocorrência de cavitação nas turbinas hidráulicas.

Levantamentos efetuados pelo CEPEL (Centro de Pesquisa de Energia Elétrica da Eletrobrás) em 2006, mostraram que os gastos com a recuperação das turbinas hidráulicas no Brasil foram da ordem de US\$ 13,000,000.00 (treze milhões de dólares), isto considerando apenas despesas com mão-de-obra e materiais empregados nos reparos.

Os danos causados pela cavitação em componentes de turbinas hidráulicas tem envolvido não apenas custos elevados de reparo, mas considerável perda de energia gerada por indisponibilidade das máquinas, limitação da flexibilidade operacional do sistema e redução da vida útil dos equipamentos afetados.

Procurando a minimização deste problema, diversos estudos vêm sendo realizados, nas áreas de desenvolvimento de novos materiais para a construção de rotores e à recuperação de regiões cavitadas, além de processos de soldagem adequados [1].

Com o desenvolvimento de materiais mais adequados, a partir da década de 80 as turbinas hidráulicas passaram a ser fabricadas, com o aço CA6NM. Este material é classificado pela ASTM como um aço inoxidável martensítico macio e possui propriedades mecânicas adequadas ao tipo de solicitação imposta às turbinas, sendo atualmente o mais largamente utilizado na fabricação deste tipo de equipamento. Atualmente a Companhia Paranaense de Energia (COPEL) possui as seguintes Usinas Hidrelétricas equipadas com turbinas fabricadas com o aço CA6NM listadas na Tabela 1.

Tabela 1. Localização das turbinas fabricadas com o aço CA-6NM utilizadas pela COPEL

Usina Hidrelétrica	Ano de Construção	Potência	Número de turbinas	Tipo
Governador José Richa	1999	1240 MW	4	Francis
Governador Parigot de Souza	1971	260 MW	4	Pelton
Chaminé	1930	18 MW	2	Pelton
Foz Chopim	1961	1,8 MW	2	Kaplan
Santa Clara	2005	118 MW	2	Francis
Fundão	2005	118MW	2	Francis

De um modo geral para a fabricação de turbinas utiliza-se os aços martensíticos, com a adição de níquel melhorando assim a sua resistência a corrosão e cavitação como também a dureza. Devido ao baixo teor de carbono tem-se uma melhor resistência a trincas e uma boa soldabilidade.

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem a tendência de formarem uma martensita dura e frágil na zona termicamente afetada (ZTA) e no metal de solda que os torna difíceis soldar com sucesso sem trincas frio. Para assegurar a mínima tensão residual após a solda, é necessário realizar um pré-aquecimento e um tratamento térmico posterior. As temperaturas de pré-aquecimento ficam em torno de 200-320°C e esta temperatura deve ser mantida durante a soldagem. A temperatura máxima para interpasse não deve exceder a 350°C devido ao risco de fragilização que pode ocorrer entre 370-450°C. Mantendo-se a temperatura entre 150-200°C imediatamente após a soldagem evita-se a concentração de tensão na soldagem facilitando a difusão do hidrogênio para fora da solda. O tratamento térmico posterior deve ser realizado imediatamente depois que a solda atingir pelo menos a temperatura de 150°C e para o alívio de tensões em 580-600°C e para o recozimento pleno 840-900°C; em ambos os casos seguido de um resfriamento ao ar a partir de 590°C.

Na recuperação por soldagem das pás, nas regiões com desgaste ocasionado pelo fenômeno de cavitação ou pela presença de trincas, tais tratamentos são de difícil realização no local [2].

A diferença entre os valores da tensão de escoamento e dureza entre o metal de solda e o metal base pode gerar alterações no campo de tensões e de deformação na ponta da trinca, se comparado com o caso de um material homogêneo. Tal diferença entre as propriedades mecânicas do metal base e do metal de solda pode causar uma elevação nas tensões ou deformações nas regiões

de menor tenacidade e diminuir a resistência à fadiga da junta soldada havendo a fratura catastrófica dos rotores das turbinas [3].

O desenvolvimento de processos de soldagem sem tratamento térmico posterior adequado é de extrema importância, visando à obtenção de valores de tenacidade o mais próximo dos valores obtidos quando do tratamento térmico pós-soldagem.

1.1. OBJETIVO GERAL

Desenvolver procedimentos que auxiliem no reparo de turbinas hidráulicas que evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem.

1.2. OBJETIVO ESPECÍFICO

Avaliar as propriedades mecânicas de tenacidade e microdureza do metal depositado 410NiMo controlando as temperaturas de interpasse de 80, 150 e 400 °C no aço inoxidável martensítico macio ASTM A 743 CA6NM.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. TURBINAS HIDRÁULICAS

As centrais hidrelétricas utilizam turbinas hidráulicas para gerar a eletricidade. A energia da queda da água é convertida em energia mecânica útil enquanto flui através da turbina. A rotação da turbina no eixo do rotor do gerador elétrico converte a energia mecânica na energia elétrica, que é fornecida então aos consumidores. O princípio e as características de funcionamento das turbinas são determinadas pela forma e pelo arranjo da passagem do fluxo. A entrada do fluxo, a turbina, e o mecanismo de descarga do fluxo são os três elementos principais na operação de turbinas hidráulicas.

As turbinas hidráulicas podem ser divididas em dois tipos principais; turbinas de reação e turbinas de impulso. As turbinas de reação são do tipo turbinas de pressão que usam a diferença da pressão entre ambos os lados das lâminas da turbina, e as turbinas de impulso usam os jatos de água de alta velocidade dirigidos para as conchas encontradas no perímetro da turbina. As turbinas de reação encontram-se geralmente submersas na água, enquanto que as turbinas de impulso giram no ar. As turbinas de reação podem utilizar a energia da pressão da água que corre através da turbina assim como sua energia cinética, as turbinas de impulso podem somente utilizar a energia cinética [4].

2.2. DANOS OBSERVADOS NAS TURBINAS HIDRÁULICAS

Turbinas hidráulicas podem apresentar diversos problemas, porém, dois deles são mais comuns e considerados críticos. Devido ao seu modo de funcionamento, as turbinas hidráulicas estão sujeitas à erosão por cavitação e ao trincamento em regiões de alta concentração de tensões. Tanto a cavitação quanto as trincas que ocorrem nas turbinas devem ser reparadas, para evitar uma falha que poderia danificá-las ou mesmo inutilizá-las.

o aparecimento de trincas em regiões da turbina onde há concentração de tensões.

2.2.1. DANOS PROVOCADOS PELA CAVITAÇÃO

Os danos cavitacionais são uma forma de degradação mecânica resultado da exposição de um material à cavitação. Este dano pode incluir a perda de material, a deformação da superfície, mudanças nas propriedades, e mudanças na aparência.

A cavitação é um dos problemas mais graves em uma turbina hidráulica quando sujeita a exposição contínua à cavitação, resultando na perda progressiva de material da superfície.

Quando uma turbina hidráulica é operada sob circunstâncias severas de cavitação, as superfícies erodem-se rapidamente nos lugares onde as bolhas de gás colidem. Trincas por fadiga podem aparecer em áreas microscopicamente pequenas causadas pelo carregamento devido à sucessiva erosão do aço. Os esforços de fadiga geram uma rede de trincas e estas pequenas partículas eventualmente unem-se, aparecendo na superfície do metal na forma semelhante à de uma esponja ou pits (Figura 2.1).

Em componentes simétricos como as turbinas, o padrão de dano pode repetir-se em posições idênticas. As superfícies afetadas podem ser pontuais ou extensas, dependendo da área afetada pela cavitação. A extensão do dano pode variar de tamanho e é relativa, tanto pode aparecer em um curto período de tempo ou após muitos anos de serviço.

Para reparar o dano da erosão causado pela cavitação nas turbinas, exigem-se reparos freqüentes em intervalos regulares, utilizando-se o processo de soldagem.

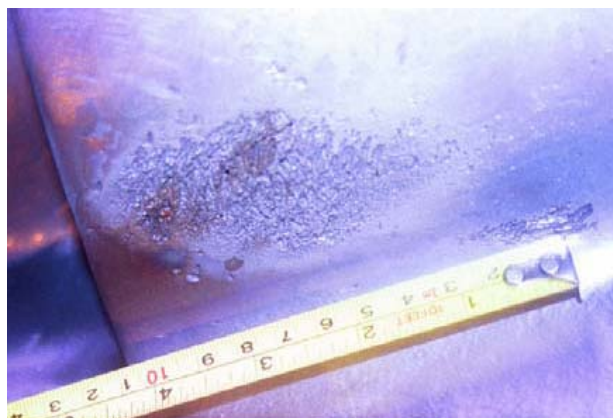


Figura 2.1. Área afetada por cavitação.

2.2.2. DANOS PROVOCADOS POR TRINCAS

As trincas normalmente aparecem nas regiões de engastamento das pás com a coroa da turbina, podendo atingir vários centímetros, conforme mostrado na figura 2.2. Elas são extremamente perigosas, pois podem crescer de forma instável, comprometendo a utilização do equipamento. Devem, portanto, ser reparadas assim que identificadas para evitar falhas catastróficas que inviabilizem o funcionamento do equipamento.



Figura 2.2. Trinca em turbina tipo Pelton.

2.3. MATERIAIS UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO

Os materiais comumente utilizados na fabricação de componentes são os seguintes:

- Aço ao carbono fundido pode ser usado para as turbinas, comportas, palhetas reguladoras, os anéis de descarga e os anéis de fixação nas áreas de baixa cavitação.
- Aço inoxidável martensítico fundido é geralmente usado para fabricação de turbinas e as palhetas reguladoras. Este material tem uma resistência à cavitação que é comparável ao do aço inoxidável 304.
- Aços inoxidáveis austeníticos são usados igualmente para a fabricação das turbinas e as palhetas reguladoras. As peças fundidas podem ser facilmente soldadas no local e possuem uma boa resistência a corrosão. Os aços austeníticos podem custar mais que os martensíticos devido ao elevado teor de níquel presente em sua composição.

- Camadas de aço inoxidável austenítico 308 ou 309 (geralmente 3 milímetros de espessura) depositados sobre o aço ao carbono nas áreas em que há elevado dano provocado pela cavitação, podem fornecer resistência à cavitação equivalente ao aço inoxidável fundido.

A seleção de materiais que resistam ao dano cavitacional exige essencialmente que os mesmos possuam uma dureza elevada, ductilidade adequada e boas propriedades de fadiga.

Os aços carbono podem ser revestidos com aços inoxidáveis e ter elevada a sua resistência à cavitação e corrosão. Aços martensíticos endurecidos por precipitação e os austeníticos oferecem a melhor combinação de propriedades. As ligas de níquel tais como Monel e as ligas a base de cobalto tais como Stellite têm uma excelente resistência à corrosão e a cavitação.

2.4. PROCEDIMENTOS DE REPARO

O reparo de danos causados pela erosão da cavitação é uma parte essencial de um programa de manutenção de uma hidrelétrica. Se a inspeção e os reparos necessários não são realizados em tempo oportuno, a taxa de dano cresce rapidamente deteriorando a superfície do metal, tendo por resultado reparos mais demorados e mais caros. Todas as peças que compõem a turbina devem ser inspecionadas e uma decisão deve ser tomada a respeito da profundidade e extensão da erosão por cavitação antes que os reparos sejam realizados. A preparação de áreas danificadas é feita geralmente a pelo menos 3 mm de profundidade, a máxima profundidade permitida para uma erosão por cavitação é de 10 mm que pode ser reparada com dois passes de solda [5]. Os reparos extensivos nas lâminas da turbina podem causar distorção e acúmulo de tensão, tendo como resultado o aparecimento de trincas em áreas de elevado esforço. Se os reparos não são realizados corretamente, danos induzidos pela cavitação podem ocorrer, e possivelmente conduzir a uma redução na eficiência da turbina. A inspeção pode identificar a causa do dano provocado pela cavitação e as etapas apropriadas devem ser tomadas para abrandá-lo. Cada reparo deve ser avaliado de forma individual e deve ser levado em conta fatores tais como da mão de obra, materiais, secagem da unidade para obter o acesso à turbina, o rendimento perdido durante a

indisponibilidade e o período de tempo entre os reparos. Se uma decisão é tomada para a realização dos reparos é necessário determinar a extensão destes.

Dependendo da extensão, vários métodos para reparo estão disponíveis e incluem:

- O uso de metal de solda para encher a área danificada. Este é geralmente o método mais comum e o mais bem sucedido de reparo; entretanto, os reparos repetidos que acumulam tensões residuais na turbina devem ser evitados. Restauração da turbina deve ser realizado usando consumíveis de soldagem com elevada resistência a cavitação.
- Soldagem de placas sobre a área danificada. Geralmente, isto é somente apropriado para as seções que estão sujeitas a um baixo esforço e onde condições cíclicas mínimas de vibração. Este método não é recomendado para as turbinas de aço inoxidável a menos que se desejem mudanças no perfil.
- Cortar a área danificada e soldar uma nova seção. Este método deve somente ser usado em estágios muito severos e avançado de dano causado pela cavitação, como nos casos onde o dano esta localizado nas lâminas da turbina. A penetração total da solda deve ser exigida, no caso dos aços inoxidáveis martensíticos procura-se usar o tratamento térmico posterior. A inspeção é imperativa durante estes reparos e deve ser tomada para evitar a distorção. Este é o método o mais caro de reparo e nem sempre pode ser possível realiza-lo no local.

Os reparos na turbina podem não ter sucesso a menos que a intensidade da cavitação seja reduzida. A modificação do perfil pode ser um método pratico de resolver problemas causados pela cavitação como uma alternativa a substituição da turbina.

As modificações devem ser feitas com cuidado usando moldes para a verificação dimensional porque toda mudança de perfil altera a característica de funcionamento da turbina

As modificações podem incluir o seguinte:

- Remodelação de arrasto da borda;
- Modificação do perfil;
- Provisão de aletas anti-cavitação.

2.5. PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE

A preparação adequada da área danificada antes da soldagem é essencial a fim de evitar a repetição futura deste reparo. A preparação de superfície deve ser uniforme e estender-se até 13 milímetros além da região danificada. A área preparada deve ser inspecionada visualmente a procura de defeitos, caso necessário utilizar o ensaio de partículas magnéticas ou líquidos penetrantes.

2.6. AÇO ASTM A 743 – CA6NM

O aço CA-6NM foi desenvolvido na Suíça nos anos sessenta e continua sendo aprimorado, para atender novas exigências nas propriedades mecânicas, ou seja, aumentar a vida útil das peças em meios agressivos [6].

Este aço fundido é uma substituição para muitas aplicações da liga CA-15 (AISI 410). Ambas as ligas caracterizam-se por apresentarem uma estrutura martensítica. Contudo, o CA-6NM apresenta propriedades de resistência à erosão por cavitação, resistência à corrosão sob tensão em meios ácidos, soldabilidade superior o que facilita os reparos em peças, reduzindo assim o custo final [3].

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados pelo Alloy Casting Institute (ACI) de acordo com sua utilização e composição química [7].

A primeira letra da denominação do aço CA-6NM refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C). A segunda letra indica nominalmente os teores de cromo e níquel. Com o correspondente aumento do teor de níquel, a designação é alterada de A a Z. Os números que seguem as duas primeiras letras indicam o teor máximo de carbono (% x 100). Por último, as letras subseqüentes, correspondem à primeira letra dos elementos de liga presentes no material, neste caso, níquel (N) e molibdênio (M).

Segundo a norma ASTM A 743-93 [7], o aço CA6NM é um aço resistente à corrosão com 13% de cromo, ligado ao níquel e molibdênio e contendo no máximo 0,06% de carbono. A Tabela 2.1 mostra as faixas permissíveis de composição química para o aço CA-6NM de acordo com a norma ASTM A 743-98^a[7], enquanto a Tabela 2.2 apresenta algumas propriedades físicas e mecânicas típicas deste aço, o qual tem condutividade térmica cerca de 45% do aço carbono, coeficiente linear de

expansão térmica ligeiramente menor e resistividade elétrica em torno de cinco vezes maior.

Tabela 2.1. Composição Química nominal segundo a norma ASTM A743-743M [7]

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
máx	máx	máx	máx	máx			
0,06	1,00	1,00	0,03	0,04	3,50 – 4,50	11,50 – 14,00	0,04 – 1,00

Tabela 2.2: Propriedades Propriedades Físicas e Mecânicas típicas do aço fundido CA-6NM [8]

AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM		
Propriedades Físicas		
Módulo de Elasticidade (GPa)		199,95
Densidade (g/cm ³)		7,69
Resistividade Elétrica ($\mu\Omega\cdot m$, a 21°C)		0,78
Ponto de Fusão aproximado (°C)		1510
Permeabilidade Magnética	Ferromagnético	
Condutividade Térmica [BTU/(ft.h. °F)]	a 100°C	14,5
	a 538°C	16,7
Coeficiente linear médio de expansão térmica ($\mu in/in\cdot^{\circ}F$)	21 a 100°C	6,0
	21 a 538°C	7,0
Propriedades Mecânicas à temperatura ambiente		
Propriedade	Valores típicos	Mínimos requeridos ⁽³⁰⁾
Limite de resistência à tração (MPa)	830	755
Limite de Escoamento (0,2%, MPa)	690	550
Alongamento, em 2in (%)	24	15
Redução de área (%)	60	35
Dureza Brinell (HB)	268	285 (máximo)

A dificuldade associada à fundição de turbinas hidráulicas em uma peça única levou ao desenvolvimento de peças soldadas, como é o caso das pás que são soldadas no rotor.

Os metais de adição utilizados na soldagem apresentam composição química similar ao do material base, sendo que o procedimento de soldagem prevê um preaquecimento a 150°C da estrutura e temperatura interpasse de 180 °C para minimizar os problemas gerados pela solubilização de hidrogênio.

Um tratamento térmico pós-soldagem, TTPS, de revenimento é realizado com temperaturas na faixa de 600 °C. Este tratamento térmico apresenta sérias complicações quando aplicado na reparação da peça em campo quer seja após o reparo por soldagem de áreas erodidas por cavitação, ou devido à formação de trincas.

A peça não pode ser retirada para ser realizado tratamento térmico por horas a 600°C, porém o pré-aquecimento a 150 °C pode ser realizado [9].

Destaca-se ainda a dificuldade de remoção de grandes componentes exigindo procedimentos de soldagem adequados a fim de minimizar a introdução de tensões residuais sobre estes.

2.7. METALURGIA DA SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS MACIOS CA6NM

O aço CA-6NM é uma liga Fe-Cr-Ni-Mo com baixo teor de carbono, o que ocasiona um estreitamento do campo austenítico, fazendo com que a ferrita delta, que é prejudicial às propriedades mecânicas, seja estável em temperaturas mais baixas. Esta estabilidade favorece uma maior fração de ferrita delta fique retida na matriz martensita após têmpera [10]. O baixo teor de carbono aumenta a soldabilidade e reduz a possibilidade de trincas.

A presença de Ni compensa o efeito do baixo teor de carbono, fazendo o campo austenítico expandir novamente, melhorando substancialmente as propriedades mecânicas e a resistência ao impacto [11].

As equações abaixo como sugeridas por Folkhard [23], para aços inoxidáveis martensíticos macios, permitem estimar as temperaturas de início e final da transformação martensítica M_s e M_f , em função dos elementos de liga Ni, Cr, C e Mn.

$$(1) M_s = 492 - 12 \times \%C - 65,5 \times \%Mn - 10 \times \%Cr - 29 \times \%Ni$$

$$(2) M_s - M_f = 150 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Nota-se pela equação (1) acima, a expressiva influência do carbono, manganês e níquel na redução da temperatura M_s . Através da equação 2, pode-se observar que o intervalo de temperatura inicial e final da transformação martensítica é constante e igual a 150 °C [12].

O molibdênio na liga aumenta a passivação, melhora a resistência em ácido sulfúrico, sulfuroso, fosfórico e clorídrico [13]. Porém, é ferritizante e deve ser compensado com a adição de elementos de liga austenitizantes para impedir a estabilização da ferrita delta [14].

Esforços têm sido feitos para reduzir a quantidade de níquel e substituí-lo por outros estabilizadores da austenita, como por exemplo, o nitrogênio que é mais austenitizante do que o níquel e não diminui tanto as temperaturas M_s e M_f [13].

A figura 2.3 mostra a variação do diagrama de fases de uma liga Fe-Cr em função do teor de carbono presente na mesma. À medida que o teor de carbono cresce, o campo austenítico é expandido, permitindo um aumento no teor de cromo (ferritizante) até um valor tal, que possa ocorrer a austenitização completa e posteriormente a têmpera. A figura 2.3b mostra que para um teor de carbono de 0,1%, o cromo não pode exceder a 13% para que ocorra a austenitização e em seguida a têmpera com a formação de martensita.

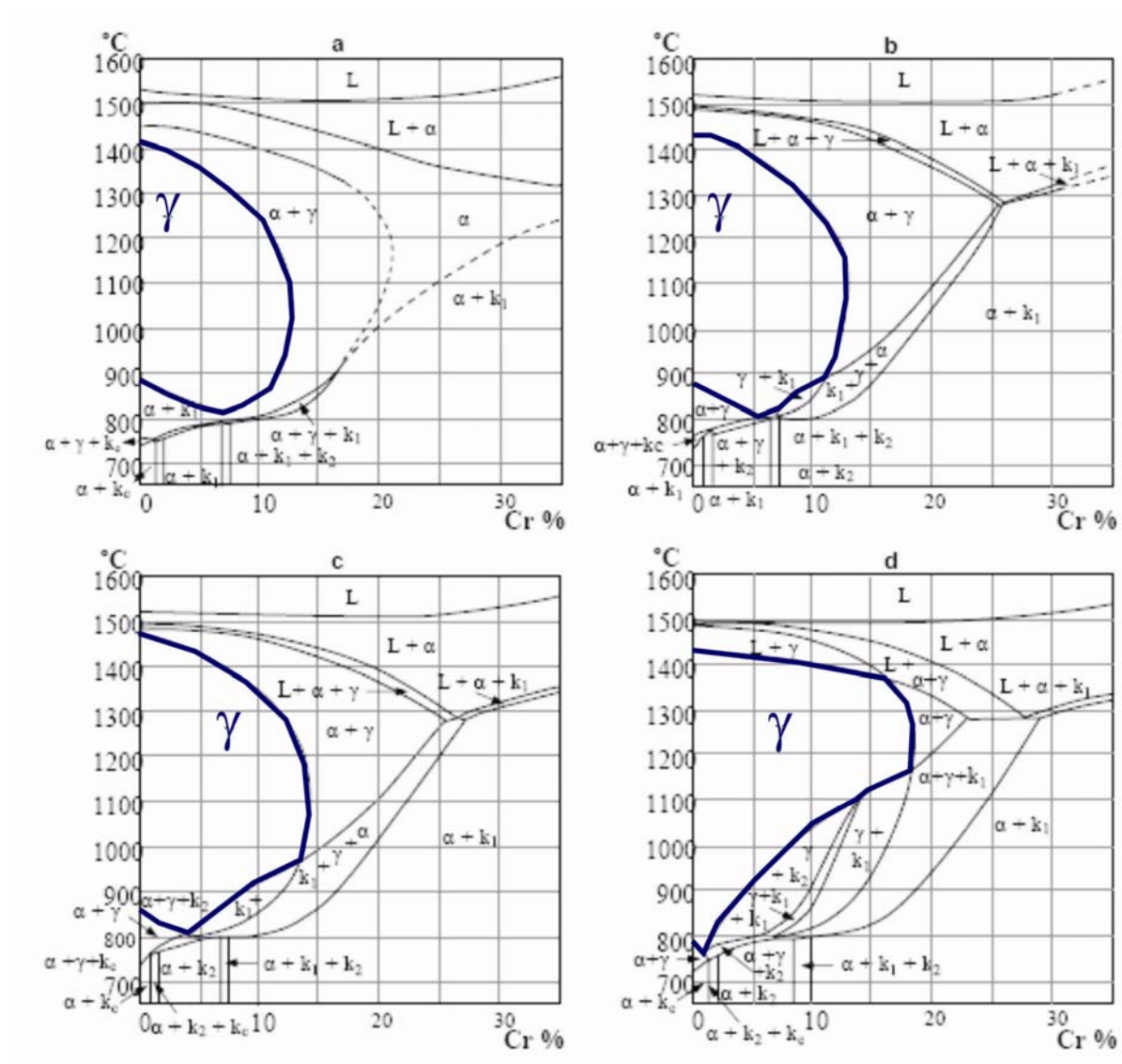


Figura 2.3. Diagramas de equilíbrio pseudo-binário Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: [15] (a) 0,05%C (b) 0,1%C (c) 0,2%C (d) 0,4%C. Neste diagrama k_c , k_1 e k_2 são os carbonetos $(Cr,Fe)_3C$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$, e $(Cr,Fe)_7C_3$, respectivamente.

O efeito combinado de cromo e níquel na temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ em um sistema com razão entre Cr/Ni de 3:1, é observado na Figura 2.4.

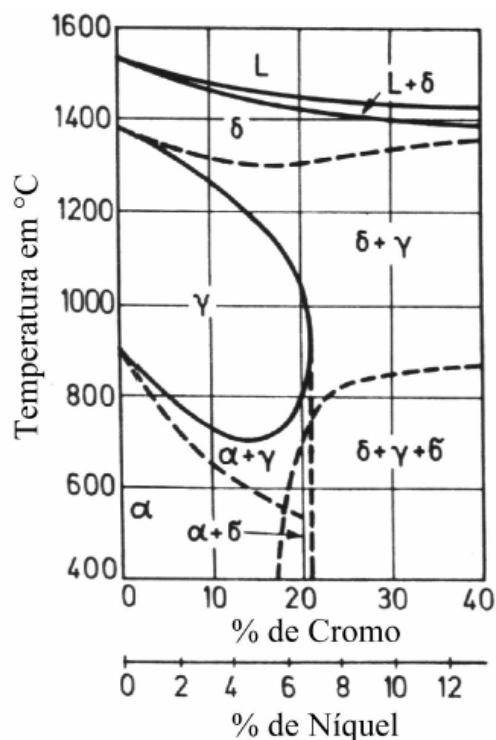


Figura 2.4. Diagrama de fases ferro-cromo-níquel, para razão cromo/níquel igual a 3:1 [16].

Os aços inoxidáveis martensíticos macios solidificam a partir de cristais de ferrita δ . A transformação de ferrita δ em austenita γ tem início próximo a 1300 °C e se completa por volta de 1200 °C.

Devido às altas taxas de resfriamento que ocorrem durante as operações de soldagem, pequenas quantidades de ferrita δ são super-resfriadas durante a transformação de ferrita δ em austenita γ .

De forma similar, a transformação austenita γ em martensita leva a microestrutura a apresentar pequena quantidade de austenita retida, entre 1 a 20%, devido às taxas de resfriamento durante o processo de soldagem e a baixa temperatura de transformação martensítica (M_s) (efeito da adição de níquel à liga), entre 200 e 250 °C.

Portanto, as uniões soldadas de aços inoxidáveis martensíticos macios do tipo CA6NM, na condição como soldada, apresentam estrutura martensítica macia com pequenas quantidades de austenita retida e ferrita δ [9].

Comparativamente ao aço carbono, onde a ferrita delta é estável entre 1534 e 1390 °C, aproximadamente [17], verifica-se que para a liga 13%Cr/4%Ni, o balanço desta composição é tal que o efeito do cromo em abaixar o campo de temperatura da ferrita delta é maior do que o do Ni em aumentá-lo.

Nota-se também, através da Figura 2.3, a estreita faixa de solidificação (Líquido + Fase δ) de aproximadamente 30 °C, a qual, como mencionado anteriormente, propicia menores defeitos provenientes da solidificação. As temperaturas inicial (Ac_3) e final (Ac_1) da transformação austenítica ocorrem, aproximadamente, a 720 e 630 °C, respectivamente. Este abaixamento da temperatura Ac_1 , em relação aos aços de baixo carbono, se deve à influência mais significativa do Ni em abaixar Ac_1 do que a do Cr em aumentá-lo, como observado na figura 2.5 [18].

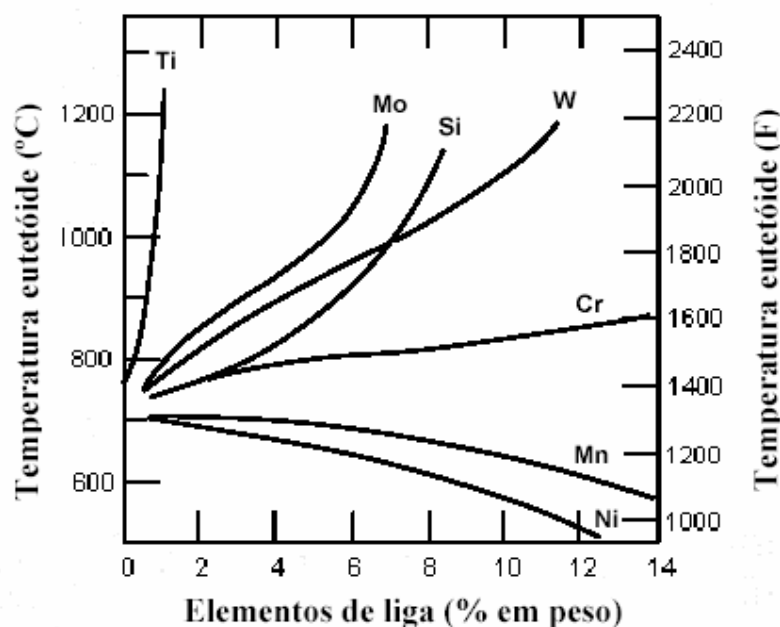


Figura 2.5. Variação das temperaturas do eutetóide em função da concentração em peso dos elementos de liga Ti, Mo, Si, W, Cr, Mn, Ni [18].

O decréscimo contínuo da temperatura em condições de equilíbrio, a partir do campo austenítico até a temperatura ambiente, resultará na formação de fase alfa. Contudo, para se atingir as condições de equilíbrio, como pode ser observado pelo diagrama TRC (transformação no resfriamento contínuo) da figura 2.6 [19], a velocidade de resfriamento deve ser extremamente lenta, sendo que mesmo num resfriamento de aproximadamente 26 horas, não há formação de outro microconstituente (ferrita, perlita, bainita), além de martensita.

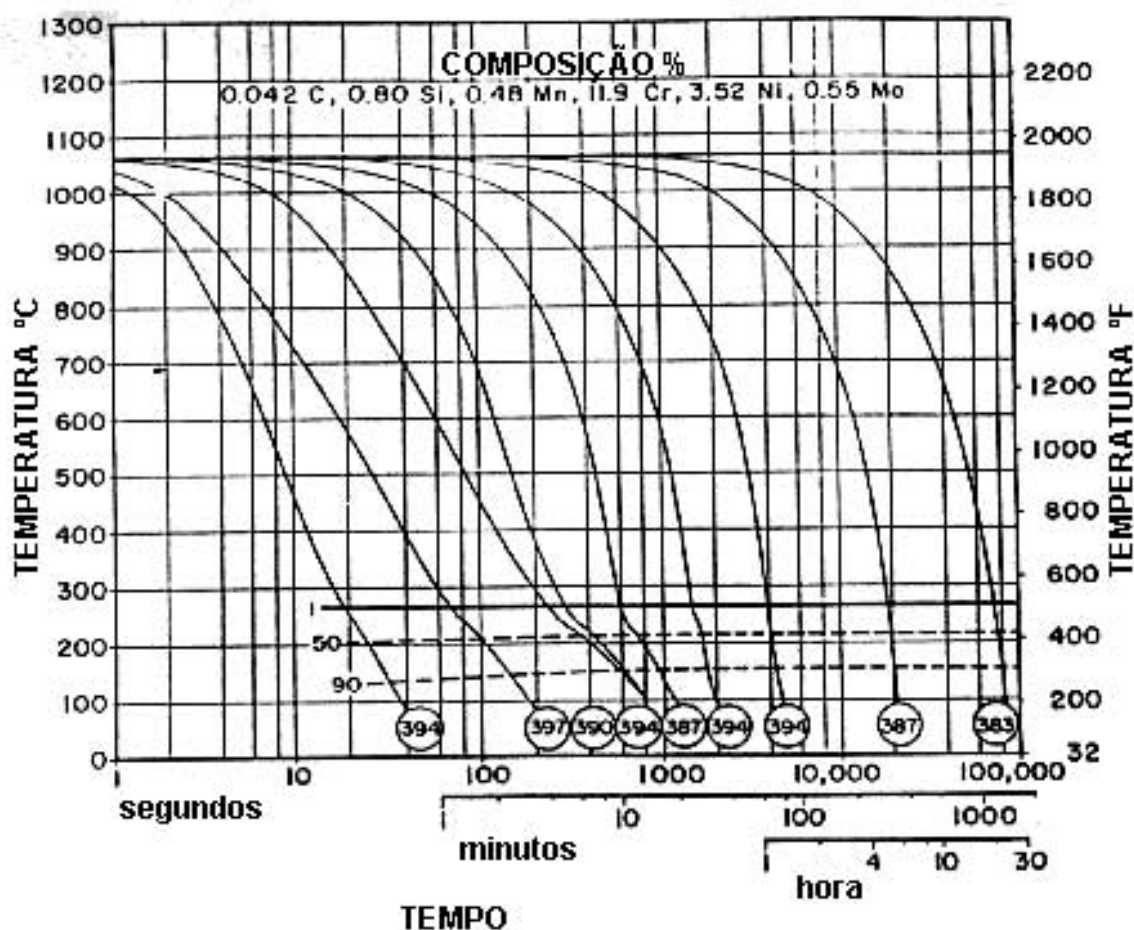


Figura 2.6. Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade [19].

A alta temperabilidade destes aços deve-se principalmente à presença de níquel e cromo e permite que peças de grandes secções, de até 1,0 metro de diâmetro, formem martensita em seu núcleo com resfriamento ao ar [19].

É importante ressaltar que a limitação do diagrama de equilíbrio pseudobinário no uso direto para o aço CA6NM decorre de dois fatores. O primeiro deve-se à exclusão de elementos como (C, Mo, P, S, Cu, N) do diagrama. Neste

caso, outras fases poderiam ser formadas, mesmo em pequenas porcentagens, e exercer influências significativas nas propriedades mecânicas. Além disto, as principais microestruturas após resfriamento do aço CA6NM também não são observadas no diagrama de equilíbrio. Um exemplo claro é a martensita, que como outras fases, como o $M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_2C , podem ser previstas em diagrama de transformações que inclua o tempo como variável, como os diagramas isotérmicos e os de transformação em resfriamento contínuo. O segundo resulta das variações das temperaturas de transformações de fases que também são afetadas pela presença de outros elementos de liga. Esta influência, nos aços CA6NM, pode ser observada tanto pela variação dos limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável, quanto pela variação de Ac_1 de Ac_3 . Quanto à primeira variação, verifica-se que a adição de elementos de liga como o cromo, o silício e o molibdênio, faz com que diminuam os limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável, ao passo que elementos de liga como o Ni e Mn fazem com que estes aumentem. O balanço destes elementos, nos aços CA6NM, é tal que, em condição de equilíbrio, o início e término da transformação da ferrita $\delta \rightarrow$ austenita, se situe em aproximadamente 1300 e 1200 °C, respectivamente [16]. A queda do campo da ferrita delta para temperaturas mais baixas, e, sobretudo, devido à cinética de transformação (principalmente dos elementos alfacênicos), propicia que maiores teores de ferrita delta não se transformem em austenita e permaneçam retidas após resfriamento à temperatura ambiente.

Quanto à variação de Ac_1 , o efeito de diversos elementos de liga pode ser observado na figura 2.5 [16]. Além da composição química, estas variações também são sentidas pela velocidade de aquecimento ou resfriamento à qual é submetida a liga. Dong-Seok Lêem et al [20] em seu trabalho com aços inox martensíticos verificaram grandes variações nas temperaturas Ac_1 e Ac_3 com a variação das taxas de aquecimento até 10°C/s, tornando-se quase constantes para taxas superiores, figura 2.7 [20].

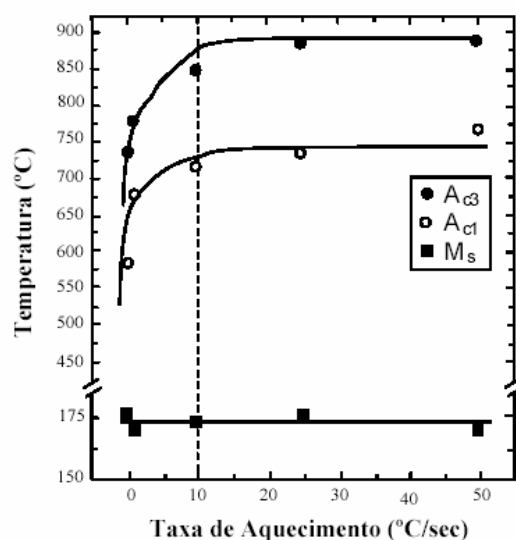


Figura 2.7. Variação das temperaturas de transformação Ac1, Ac3 e Ms [20].

Estas variações de temperatura de transformação, para o aço CA6NM, podem atingir cerca de 100 °C. As temperaturas Ac1 e Ac3 podem variar desde 630 e 720 °C (figura 2.7) até 500 [13] e 820 °C [19], respectivamente.

2.8. TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico aplicado na fabricação do aço CA-6NM é realizado da seguinte maneira: primeiramente, aquecer até no mínimo a temperatura de 1010 °C[7], de forma a garantir uma maior resistência mecânica devido à dissolução de carbonetos em temperaturas mais altas, eliminando uma microestrutura mais grosseira, proveniente de um maior tamanho de grão [21]. Feito isto, resfriar ao ar até 95 °C(Mf) [21] ou abaixo antes de qualquer revenimento intermediário opcional e antes do revenimento final, o qual deve ser feito entre 565 °C e 620 °C[7], temperaturas em torno da Ac1(580 °C) [21]. Este revenimento é justificado pelo fato destes aços, apesar de possuírem um baixo teor de carbono, possuírem baixa tenacidade na condição temperada (inferior a 35J na temperatura ambiente) [22] [25]. Quando realizado nesta faixa de temperatura, garante a melhor tenacidade mediante a formação de até 30% de austenita estável e finamente dispersa, a qual durante o resfriamento não se transforma em martensita [21] [25].

Temperaturas de revenimento maiores provocam o surgimento de uma austenita instável, que por sua vez transforma-se em martensita no resfriamento,

elevando os limites de resistência e de escoamento e piorando a tenacidade. A Figura 2.8 ilustra esta relação, para o aço CA-6NM, entre o teor de austenita e as propriedades mecânicas de limite de resistência (σ_r), escoamento ($\sigma_{e0,2}$) e tenacidade ao impacto ($E_{abs.}$) em função da temperatura de revenimento aplicada.

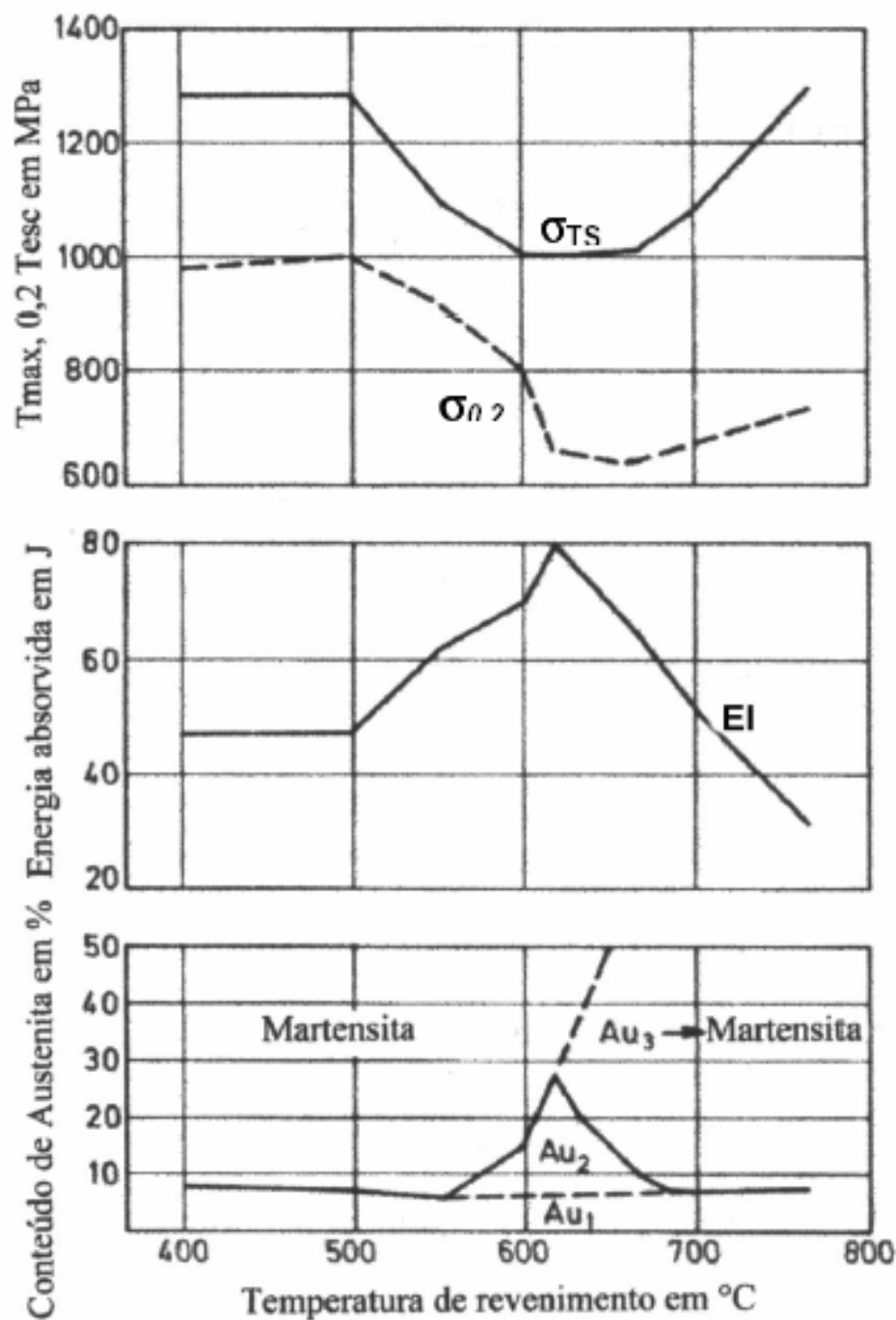


Figura 2.8. Influência da temperatura de revenimento na tensão de escoamento ($\sigma_{0,2}$), tensão máxima (σ_{TS}) e energia de impacto (EI) do aço martensítico macio com 12Cr/6Ni/1,5Mo/0,04C [23].

2.9. SOLDABILIDADE DO AÇO CA6NM

Considerando as aplicações de reparo de turbinas hidráulicas, há grande interesse em desenvolver procedimentos de soldagem que evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS), devido à dificuldade de sua execução em equipamentos de porte. Os trabalhos de HENKE et al [25] e PEREIRA [24] merecem destaque, por avaliar a técnica de soldagem sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS).

HENKE et al [25] trabalhando com a técnica de HIGUCHI [26], verificou que o aço CA6NM apresenta dificuldade para que se sirva da técnica da meia-camada, em virtude da estreita faixa da zona revenida. Em função deste resultado, aplicou uma sequência de três passes TIG como uma alternativa para o passe de revenido, com aportes de calor decrescentes, conseguindo uma redução da dureza da ZTA em aproximadamente 30HV. Acarretando em uma melhor tenacidade junto à ZTA.

Através do ensaio Charpy sobre a linha de fusão HENKE [25], verificou que a fratura ocorreu na zona fundida, na região amanteigada com eletrodo AWS E309L, e não na ZAC. O valor obtido da tenacidade era muito inferior ao valor correspondente deste consumível, justificado pela presença inclusões tipo óxidos alinhadas junto à linha de fusão.

Trabalhando no desenvolvimento de procedimentos de soldagem de aços inoxidáveis martensíticos sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) PEREIRA [24], utilizando a soldagem MIG Pulsado e arames sólido ER410NiMo e tubular E410NiMoT2 similares aos metais de base os aços AISI 410 e CA6NM. Aplicando também o teste de HIGUCHI [26], para o aço AISI 410, comprovou que a faixa de revenido atingiu cerca de 50% da largura da ZAC, possibilitando desta maneira a aplicação da técnica da dupla camada, atingindo valores de tenacidade considerados satisfatórios.

Quanto ao aço CA6NM, PEREIRA [24], observou que a tenacidade deste material base é fortemente afetada pelo teor de carbono do aço. Cita variações de tenacidade Charpy de 63J para um teor de 0,035%C, e tenacidade de 130J para teor de 0,021%C. Analisando as fraturas obtidas nos testes para medir a tenacidade através de ensaio Charpy junto à linha de fusão, empregando um metal de adição similar percebeu que a fratura se propagava através do metal de solda, resultado similar ao obtido por HENKE [25]. Os arames tubulares em relação aos arames

sólidos obtiveram menores valores de tenacidade, devido à maior presença de inclusões não metálicas no metal de solda. Em função da temperatura de interpasse utilizada houve uma variação na tenacidade alcançada com os arames sólidos. Com o uso de temperatura de interpasse inferior a 180°C, obteve 50J no ensaio sem tectimento e 69J no ensaio com tectimento. Sem o controle da temperatura de interpasse, a tenacidade caiu para 23J.

A baixa molhabilidade processo de soldagem MIG Pulsado com arames sólidos dificulta a obtenção de juntas multipasse, devido à formação de defeitos do tipo falta de fusão no pé do cordão. Com a utilização de arames tubulares obteve-se cordões com melhor molhabilidade.

Trabalhando com eletrodos revestidos da classe AWS E309 de diferentes marcas nacionais RODRIGUES et al [27] avaliaram a presença de inclusões e de ferrita δ no metal de solda, verificaram que os diferentes eletrodos ocasionam resultados diferenciados. A maioria das inclusões possuía dimensões entre 0,4 a 1,4 μ m e frações volumétricas entre 0,4 a 1,2%, identificadas como óxidos contendo Si e Mn.

Algumas recomendações para a soldagem dos aços AIMM foram apontadas por FOLKHARD [23], tais como:

- a) Utilizar arames com teor de C abaixo de 0,04%, aproximadamente 12%Cr e 4 a 6%Ni, visando obter um máximo de 5% ferrita delta;
- b) Controlar o conteúdo de Hidrogênio difusível no metal de solda abaixo de 5ml/100g;
- c) Peças de grande espessura devem ser pré-aquecidas acima de 100°C antes da soldagem;
- d) Para se obter maior resistência ao trincamento, sugere-se controlar a temperatura de interpases entre 100 a 150 °C, visando transformar o máximo de austenita em martensita, que seria revenida nos passes subseqüentes;
- e) Para requisitos de elevada tenacidade Charpy, recomenda-se realizar tratamento térmico posterior de revenimento ou mesmo uma reaustenitização seguida de revenimento;

- f) Para aplicações com alta taxa de deposição (arco submerso ou MIG/MAG) ou no reparo de peças fundidas e espessas, é prática usual a utilização de temperatura de interpasse entre 250-300 °C, que é superior ao Ms do aço. Neste caso é fundamental resfriar o material abaixo de 100 °C, para transformar a austenita em martensita, antes de fazer o revenido.

As propriedades mecânicas do metal de solda conseguidas com arame ER410NiMo e temperatura de interpasse de 130 °C são mostradas na tabela 2.3 [23]. Nota-se que estas variam em função do processo de soldagem, da condição final do metal de solda (como soldado ou com TTPS) e do teor de C do metal de solda. A maior tenacidade foi alcançada com o processo TIG e aplicação de tratamento térmico posterior (TTPS) a 600°C/2h, com teor de 0,018%C no metal de solda. A menor tenacidade ocorreu no processo eletrodo revestido, na condição como soldado, com 0,028%C no metal de solda.

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas e teor de C do metal de solda, obtidos com o arame ER410NiMo com temperatura de interpasse de 130 °C [23]

Processo de soldagem	Condição de tratamento térmico	Propriedades mecânicas				%C no metal de solda
		σ_E 0,2% [Mpa]	σ_t [Mpa]	Along. [%]	$E_{absorvida}$ Charpy [J]	
MIG/MAG	Revenido a 600°C/2h	775	885	18,9	88	0,022
TIG	Revenido a 600°C/2h	742	855	21,7	132	0,018
Eletrodo Revestido	Como soldado	834	1062	12,8	31	0,028
	Revenido a 600°C/2h	621	879	18,0	58	
	950°C/1h - resfr. ao ar + revenido a 600°C/2h	637	825	20,8	68	

Utilizando arames tubulares de composição similar ao CA6NM, BILMES et al [16] avaliaram as propriedades mecânicas do metal de solda. Investigando a origem da elevada tenacidade quando os cordões são tratados termicamente. Notaram que a austenita formada durante o revenido é termicamente estável, porém sugerem que a mesma pode se transformar em martensita devido à deformação plástica sofrida durante o ensaio Charpy, o que absorve energia, resultando em elevada tenacidade. A tenacidade obtida depende fortemente da condição final do cordão (como soldado ou com TTPS). Para temperaturas de interpasso abaixo de 120 °C, com 0,028%C no metal de solda obtiveram valores de 73J na condição como soldado. Com tratamento térmico posterior de têmpera a partir de 950°C, seguido de duplo revenido foram obtidos valores de até 150J.

Utilizando a medição da tenacidade por Integral J, NOVICKI [28], utilizando um metal de adição E410NiMoT1 – arame tubular analisou a tenacidade do aço CA6NM no estado temperado e revenido, e na linha de fusão de juntas soldadas sem tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). O aço CA6NM no estado temperado e revenido apresentou uma tenacidade elevada (aproximadamente 340kJ/m²), enquanto que na linha de fusão devido à presença de inclusões a fratura se desviou para o metal de solda provocando valores muito baixos (aproximadamente 55kJ/m²). PUKASIEWICZ [29] desenvolveu trabalho referente ao comportamento e crescimento de trincas por fadiga da junta soldada do aço martensítico macio CA6NM. Foi estudada a condição como soldado em corpo de prova compacto, CT, com a finalidade de disponibilizar dados que possibilitem a caracterização das diferentes regiões da estrutura soldada, determinando a situação mais desfavorável para cálculos de projetos de vida residual que utilizem este material.

Para o estudo do comportamento à propagação de trincas por fadiga da junta soldada, confeccionaram-se corpos de prova soldados de aço CA6NM por processo MIG.

Corpos de prova das diferentes regiões da estrutura soldada foram retirados e ensaiados numa máquina de ensaio universal hidráulica servo-controlada com amplitude de carga constante, analisando-se posteriormente a superfície da fratura em MEV.

Os ensaios de velocidade de crescimento de trinca por fadiga determinaram que as constantes C e m da Lei de Paris do metal base são $1,224 \cdot 10^{-8}$ e 2,63, para

a ZTA $7,837.10^{-11}$ e 3,82 e para o metal de solda $3,809.10^{-11}$ e 3,67, respectivamente, com ΔK medido em MPam e da/dN em mm/ciclo. Os mecanismos de fratura observados durante o crescimento de trinca por fadiga do metal base foram intergranular, quasi-clivagem para baixo ΔK , estrias de fadiga para valores intermediários de ΔK e estrias de fadiga e coalescimento de alvéolos para valores elevados de ΔK . O mecanismo de fratura nas amostras na ZTA foi por estrias de fadiga e no metal de solda ocorreu a formação de fratura apresentando planos de propagação por fadiga e coalescimento de alvéolos.

Trabalhando com os processos de soldagem Eletrodo Revestido e TIG na procura de obter cordões de solda com durezas próximas a 250HV, para aplicações em ambientes contendo H_2S , GOOCH [8], utilizando consumíveis de diferentes teores de C e de composição similar ao do aço CA6NM, mostrou que a dureza obtida é afetada pelo tratamento térmico e pelo teor de C. A dureza obtida na condição como soldado, com pré-aquecimento e interpasse entre 100 a 150 °C, dependia diretamente do teor de C. Esta relação é mostrada na Figura 2.9, que indica a dureza máxima obtida para 2 condições de energia de soldagem e diferentes teores de C.

A dureza de 250HV desejada por GOOCH [8] não foi possível obter mesmo utilizando-se diferentes tratamentos térmicos, com diferentes ciclos térmicos, sendo o melhor resultado conseguido uma dureza de 275HV, através do controle da composição química do metal de solda (principalmente teor de C) combinado com o uso de tratamentos térmicos com duplo revenido.

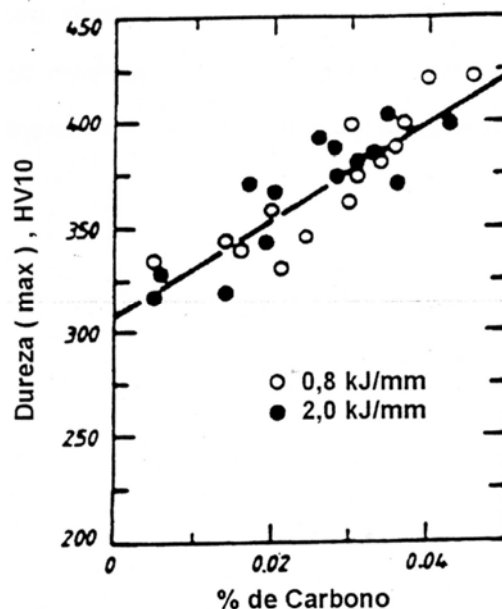


Figura 2.9. Dureza máxima do metal de solda na condição como soldado em função do teor de C [8].

PRADO [30] avaliou a influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e MIG Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame sólido ER410NiMo, verificando que misturas gás de proteção contendo maiores teores CO_2 afetam a presença de inclusões no processo MIG Convencional, enquanto que na soldagem com MIG Pulsado utilizando-se de misturas Ar-4% CO_2 e Ar-18%He-1% CO_2 pouco influenciaram na presença de inclusões. Apesar de ter-se obtido maior tenacidade para a mistura Ar-18%He-1% CO_2 , este comportamento não é absoluto em relação à mistura Ar-4% CO_2 , havendo neste caso a influência da microestrutura do metal de solda. Quanto à pulsação, apesar de observadas diferenças os dados não convergem tendenciosamente. Neste caso, devido a pequena quantidade de experimentos realizados para obtenção da tenacidade Charpy.

2.10. INTRODUÇÃO A SOLDAGEM POR FUSÃO

Existe um grande número de processos por fusão que podem ser separados em sub-grupos, por exemplo, de acordo com o tipo de fonte de energia usada para fundir as peças. Dentre estes, os processos de soldagem a arco (fonte de energia: arco elétrico) são os de maior importância industrial na atualidade. Devido à tendência de reação do material fundido com os gases da atmosfera, a maioria dos processos de soldagem por fusão utiliza algum meio de proteção para minimizar estas reações.

2.10.1. PROCESSOS DE SOLDAGEM A ARCO

Embora existam numerosos sistemas de soldagem a arco, a sua configuração geral permanece a mesma. Uma fonte de energia gera um arco entre um eletrodo e a peça de trabalho, criando uma temperatura que em algumas regiões é superior a 10.000°C. Todos os processos da soldagem de arco usam um sistema de proteção para proteger o metal de solda derretido do ar.

2.10.1.1. O PROCESSO DE SOLDAGEM TIG (GTAW)

Este processo, usa eletrodos não consumíveis feitos de ligas de tungstênio por causa de sua elevada temperatura de fusão (~ 3000 °C). O material de enchimento é fornecido por uma vareta ou por um arame, que derrete enquanto é alimentado perto da ponta de eletrodo. A poça de solda é protegida por um gás inerte, tipicamente argônio, hélio ou uma mistura destes, conduzido em torno do eletrodo. O processo do TIG geralmente gera soldas limpas com alto padrão de qualidade em todas as posições de soldagem sendo possível também a sua automatização. Um diagrama esquemático do processo TIG e seus componentes é mostrado na figura 2.10.

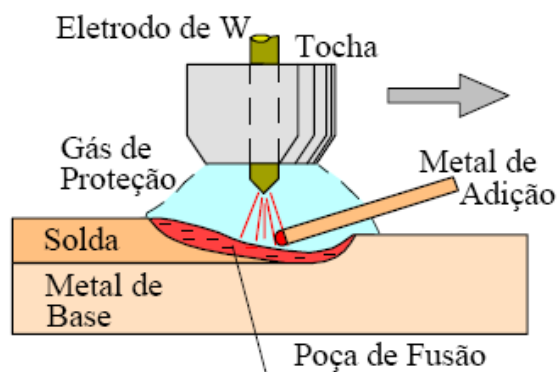


Figura 2.10. Região do arco na soldagem GTAW [32].

2.10.1.2. AS VARIÁVEIS DO PROCESSO DE SOLDAGEM

As variáveis mais importantes do processo são: composição química do metal de solda, energia de soldagem, a temperatura de pré-aquecimento, temperatura de interpasse, e do tratamento térmico dado após a soldagem. O tipo de junta e a espessura do material são parâmetros igualmente importantes.

Em todo o processo de soldagem, o ciclo térmico da solda é composto de um rápido aquecimento a uma alta temperatura seguido de um rápido resfriamento. O aquecimento e a taxa de resfriamento são governados pela quantidade de energia de soldagem (E), definida como:

$$E = \eta \cdot 60 \cdot \frac{I \cdot V}{v \cdot 1000}$$

Onde I é a corrente em Ampères, V é a tensão aplicada entre o terminal da fonte de energia e o eletrodo expresso em volts, v é a velocidade de soldagem em m s⁻¹ e η a eficiência térmica. Na maioria dos processos de soldagem a arco a eficiência está entre 0.6 e 0.99 [37].

2.11. TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E INTERPASSE

O controle da temperatura de pré-aquecimento e interpasse é similar ao requerido pelos dos aços estruturais, para evitar a fragilização induzida pelo hidrogênio. Aços inoxidáveis martensíticos que contenham teores de 0,6 %C (como o 410NiMo, CA-6NM) requerem um controle especial de pré-aquecimento ou interpasse para seções finas, no caso de seções acima de 12 mm de espessura recomenda-se a temperatura de 120 °C.

Em seções mais espessas, a temperatura de pré-aquecimento e interpasse deve estar acima de M_s para prevenir possíveis trincas durante a fabricação. Após a soldagem o material deve ser resfriado lentamente até a temperatura ambiente seguido de um tempo adequado para permitir a difusão do hidrogênio durante o processo de transformação.

O controle da temperatura pré-aquecimento e interpasse deve ser de tal forma que evite ou promova a transformação para martensita durante o resfriamento da solda. Similar aos aços estruturais, recomenda-se precauções com qualquer umidade na superfície. Para muito dos aços inoxidáveis martensíticos, o nível de temperatura de pré-aquecimento e interpasse também permitirá a transformação total para martensita durante o resfriamento da solda, como mostra a situação A na figura 2.11.

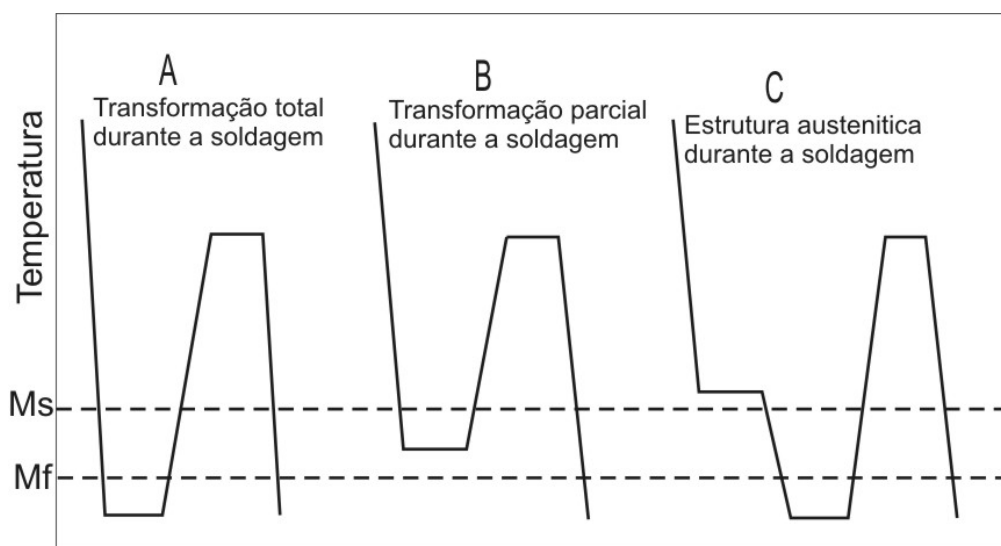


Figura 2.11. Comportamento das transformações durante o resfriamento da solda e subsequente tratamento térmico posterior [10].

Se o pré-aquecimento e a temperatura de interpasse são mantidos abaixo de M_f (situação A Figura 2.11) o metal de solda se transformara em martensita durante o processo de soldagem. Esta martensita será revenida pelos passes subseqüentes. Se a temperatura de interpasse está entre M_s e M_f (situação B Figura 2.11), alguma fração de austenita ficará retida na microestrutura e será reaquescida até a temperatura de revenido, que resulta na formação de uma martensita não revenida.

Soldagem com temperaturas de interpasse acima de M_s (situação C Figura 2.11) impedem a transformação da martensita durante a soldagem e evita fragilização pelo hidrogênio. Após o resfriamento da solda toda estrutura formada abaixo de M_f será revenida.

3. METODOLOGIA

Este trabalho tem como objetivo avaliar a tenacidade e a dureza do metal de solda ER 410NiMo depositado pelo processo TIG, controlando as temperaturas de interpasse de 80 , 150 e 400 °C no aço inoxidável martensítico macio ASTM A 743 CA-6NM.

As propriedades mecânicas foram avaliadas através de ensaio de impacto, microdureza e microestrutura através de caracterização metalográfica por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura.

3.1. PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

As propriedades mecânicas estudadas da junta soldada foram: dureza e tenacidade. A variável considerada como de influencia neste trabalho foi temperatura de interpasse (Ti), em três níveis, testada para o arame utilizado.

Para determinar o número de juntas a soldar por cada condição do experimento, necessárias para avaliação do estudo, foi tomada como referência o número de réplicas necessárias para avaliar cada ensaio.

Para o ensaio de tenacidade a norma AWS D1.1 (2004) no item 4.1.1.3.: *Impact Test Requirements*, determina um número de 3 réplicas por condição. A norma em menção, não faz referência às réplicas necessárias para os ensaios de dureza, porém, considerou-se que os corpos de prova para estes ensaios foram retirados das mesmas juntas utilizadas para o outro ensaio. Desta forma, optando pelo número menor de réplicas que é de 3, e considerando 3 condições experimentais, totalizam-se 9 juntas soldadas. A Figura 3.1 ilustra o planejamento experimental adotado.

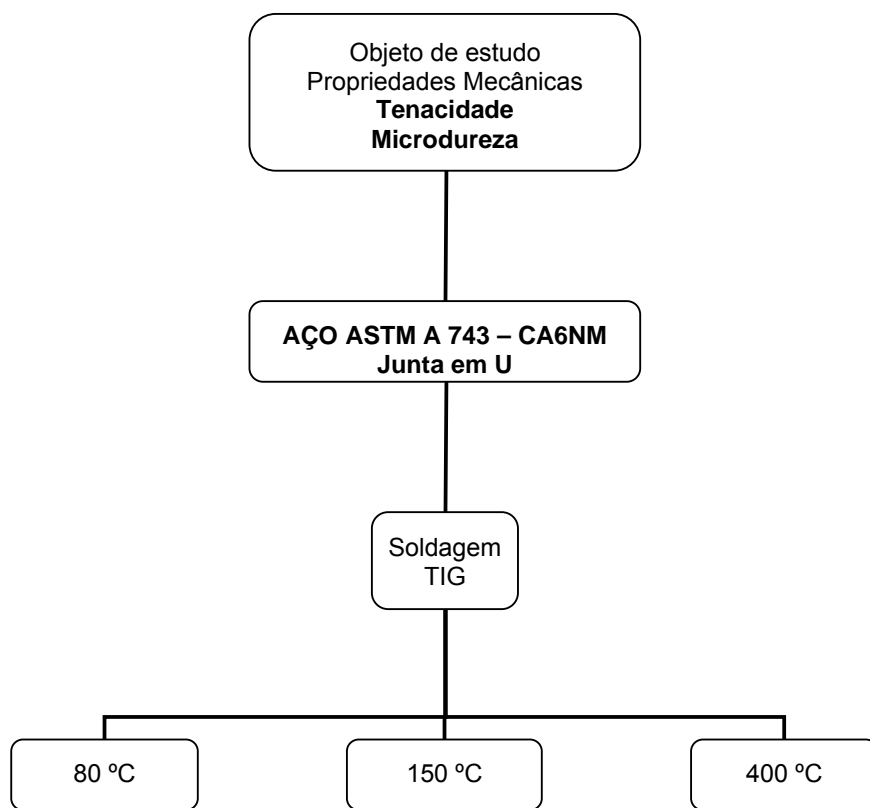


Figura 3.1. Representação esquemática do planejamento experimental adotado no trabalho.

3.2. MATERIAIS

3.2.1. EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

Para a elaboração dos cordões de solda nos corpos de prova utilizou-se os seguintes equipamentos e consumíveis:

- Central de soldagem multiprocesso modelo MTE Digitec 450;
- Gás de proteção Argônio vazão 17 l/min;
- Eletrodo de Tungstênio 2% Tório \varnothing 2,4 mm;
- Termômetro infravermelho, marca Fluke, modelo 574;
- Lápis térmico 100 e 250 °C.

3.2.2. METAL DE BASE

O material estudado foi o aço inoxidável martensítico fundido ASTM A 743 CA-6NM, fornecido pela empresa Voith, sendo a sua fundição realizada num forno convencional a arco elétrico, com refino num forno AOD (*Argon oxygen decarburization*) e vazado em molde de areia em forma de bloco de tamanho 240x190x30mm. A sua composição química é apresentada na tabela 3.1.

TABELA 3.1. Composição química do Aço ASTM A 743 CA-6NM fornecido pela Voith

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
0,024	1,00	1,00	0,03	0,04	3,9	13,7	0,36

3.2.3. METAL DE ADIÇÃO

A seleção da vareta AWS ER410NiMo \varnothing 2,4mm como metal de adição para soldagem TIG baseou-se, principalmente, na semelhança de composição química com o material de base, nas propriedades mecânicas oferecidas no certificado do fabricante do arame e no diâmetro do mesmo. A sua composição química é apresentada na tabela 3.2

TABELA 3.2. Composição Química da vareta AWS ER 410NiMo fornecida pela Sandvik

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	O	N
0,017	0,42	0,53	0,001	0,023	4,35	12,09	0,49	0,08	0,002	0,016

3.3. SOLDAGEM DAS CHAPAS DE TESTE

A soldagem dos corpos de prova (Figura 3.2) foi realizada manualmente por um soldador qualificado. Conforme descrito a seguir, para posicionamento dos corpos de prova foi construído um dispositivo de fixação mostrado na Figura 3.3, o qual foi preso a mesa de soldagem.

Foram utilizadas duas temperaturas de pré-aquecimento e três de interpasse para a realização dos experimentos, como mostra a tabela 3.3 abaixo.

Tabela 3.3. Temperaturas de pré-aquecimento e interpasse utilizadas

Temperatura de pré-aquecimento	Temperatura de interpasse
80 °C	80 °C
150 °C	150 °C
	400 °C

Com o auxílio de um termômetro infravermelho e lápis térmicos, monitorava-se o aquecimento do corpo de prova até atingir a temperatura de ensaio. Então se dava início ao primeiro cordão de solda. Após o término de cada cordão de solda procedia-se, então à limpeza do corpo de prova com uma escova de aço inox para eliminar óxidos superficiais e começar o cordão seguinte monitorando-se a temperatura até que atingisse a de interpasse estabelecida para o ensaio. Então se dava início o próximo cordão. Durante a soldagem, entre um cordão e outro, procedia-se a verificação das condições do eletrodo de tungstênio, quando necessário era feita a sua afiação. Estes procedimentos de limpeza e monitoramento de temperatura foram feitos até a execução do último cordão.

Como a soldagem foi feita manualmente para determinação da velocidade de soldagem foi necessário a cronometragem do tempo que o soldador levava para a execução de cada cordão.

Os parâmetros de soldagem utilizados estão descritos na tabela 3.4 abaixo.

Tabela 3.4. Parâmetros de soldagem utilizados segundo as faixas de interpasse utilizadas

Ti (° C)	V (V)	I (A)	v (mm/min)	E (KJ/mm)	Gás	Vazão
80 °C	15,6	170	45,49	3,5	Ar	17 l/min
150 °C			50,93	3,1		
400 °C	16,2			3,2		

- Ti - Temperatura de interpasse,
- V- Tensão,
- I – Corrente,
- v - Velocidade de soldagem,
- E - Energia de soldagem,
- Gás - Gás de proteção,
- Vazão - Vazão do gás.

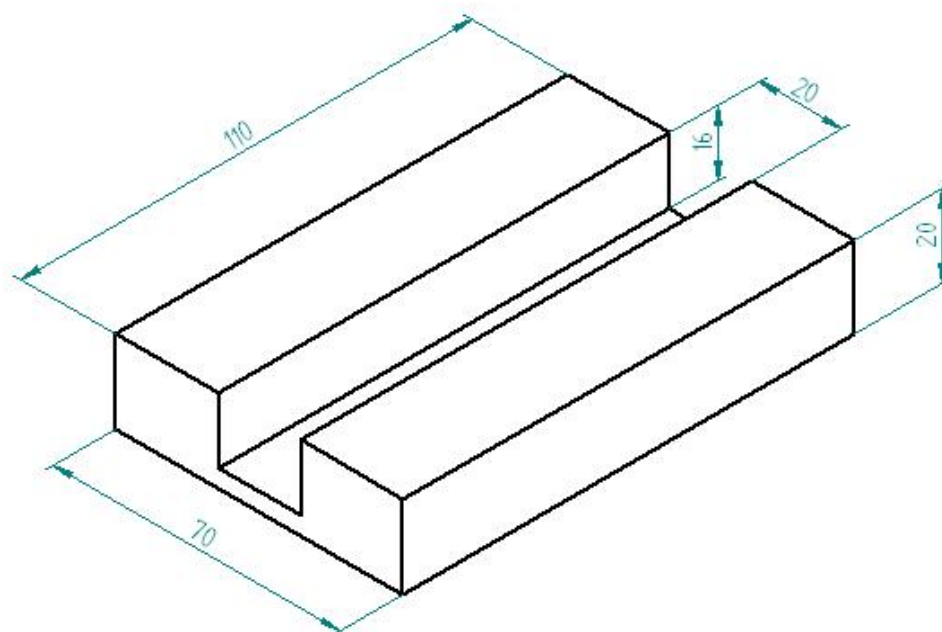


Figura 3.2. Dimensões da junta utilizada em mm

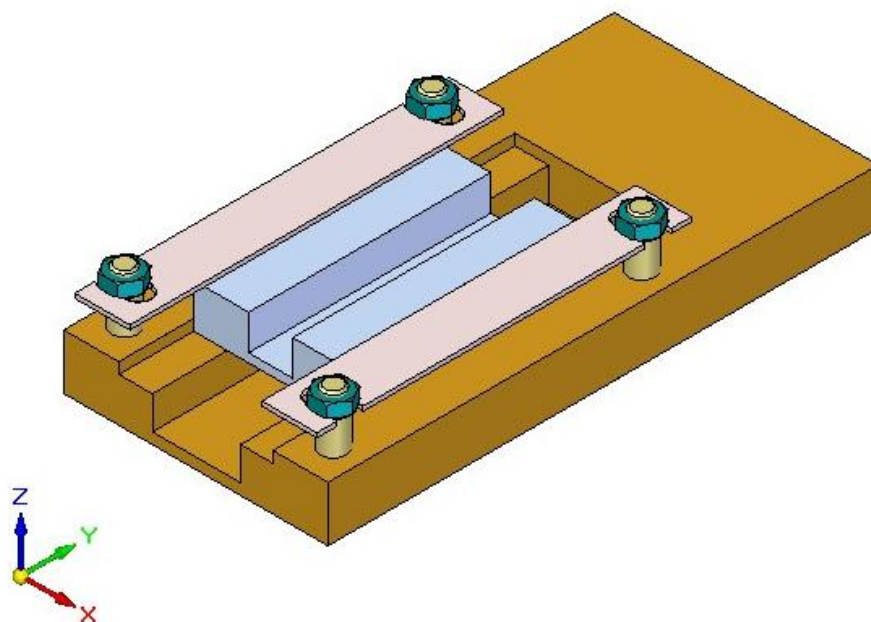


Figura 3.3. Dispositivo para soldagem

3.4. ENSAIOS

3.4.1. ENSAIOS METALOGRÁFICOS

Na retirada dos corpos de prova para análise metalográfica, tomou-se sempre o cuidado de retirá-los da mesma região para que se obtivesse uma homogeneidade dos resultados. Para tanto foram feitos ensaios de macrografia, microdureza e microestrutura, sendo que os mesmos estão descritos a seguir.

3.4.1.1. MACROGRAFIA

Os cortes para a retirada das amostras, para que fosse possível a realização da análise macrográfica, foram realizados em uma serra tipo “cut-off”.

Após o corte, cada corpo de prova foi preparado metalograficamente, através de lixamento, com lixas de granulometrias gradativamente menores (120,220,320,400,600, e 800 mesh) nesta ordem e polimento com alumina 1 μ m. O ataque após o polimento foi realizado com o reagente Villela, sendo em seguida as amostras lavadas com álcool e secas, utilizando-se ar quente. As amostras assim preparadas foram levadas a um estereoscópio, para a análise macrográfica.

3.4.1.2. METALOGRAFIA

Objetivando verificar a estrutura obtida no metal de solda e verificar a influência da temperatura de interpasse foi realizada a metalografia sendo o corpo de prova dividido em duas regiões A e B mostrado esquematicamente na Figura 3.4.

Região A destinou-se a ensaio de macrografia e metalografia.

Região B foi utilizada para a confecção dos corpos de prova para o ensaio de impacto, mostrando o sentido de obtenção dos mesmos e detalhe de localização do entalhe.

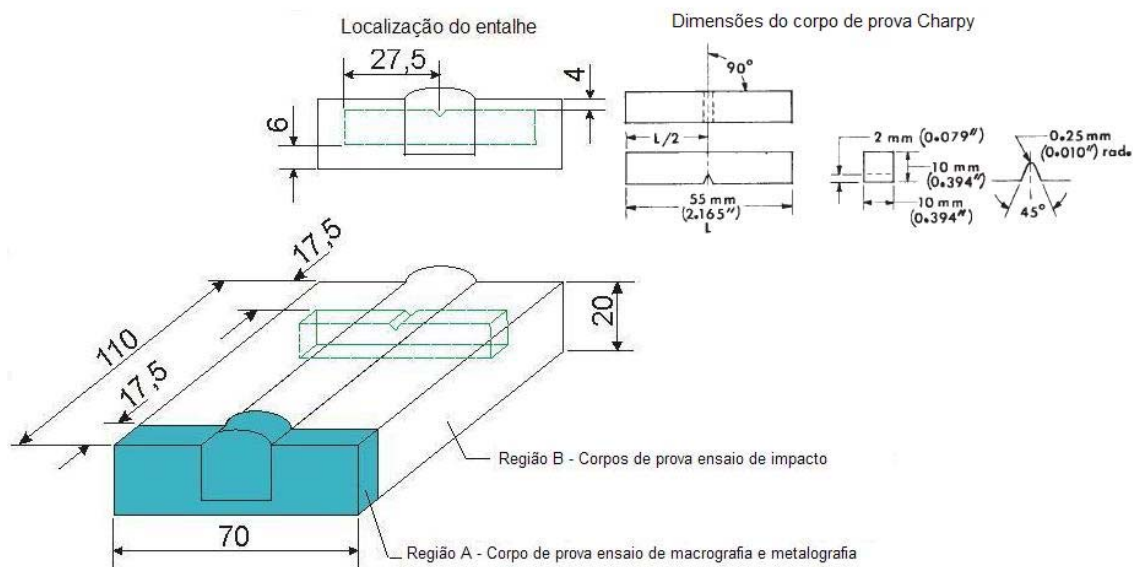


Figura 3.4. Esquema do seccionamento dos corpos de prova para macro, e metalografia e ensaio de tenacidade ao impacto dimensão em mm.

Para a análise metalográfica, as amostras foram lixadas com granulometria variando de 120 a 800, e polidas com alumina granulação 1 μm . Para revelar as microestruturas foram empregados os ataques descritos na tabela 3.5.

Estas microestruturas foram analisadas em um microscópio ótico.

Tabela 3.5. Composição e condições de uso dos ataques químicos

Nome	Composição	Procedimento	Especificação
Villela	1 g $\text{C}_6\text{H}_3\text{OH}(\text{NO}_2)_3$ 5 ml HCl 100 ml $\text{C}_2\text{H}_6\text{OH}$	Imersão da amostra por 20 a 30 s.	Revela a martensita
Sulfúrico	20 ml H_2SO_4 0,01g NH_4CNS 80 ml H_2O	Imersão da amostra e ataque eletrolítico com 4V por 1 min	Revela Ferrita- δ mas não a martensita

3.4.2. ENSAIO DE MICRODUREZA

Para medição da microdureza foi utilizada a norma ASTM E384 – 72 [33], sendo que a mesma especifica os limites de carga entre 1 a 1000 gf. Na medição de microdureza foi utilizado um microdurômetro TUKON, Modelo MO.

Para uma melhor análise, a região do metal de solda dos corpos de prova foi dividida em três regiões (superior centro e inferior) como mostra a Figura 3.5, sendo estipulado o lado direito do corpo de prova como ponto inicial (zero) das medições o metal de base. A partir deste ponto mediu-se a microdureza com o mesmo espaçamento para todos os corpos de prova. Durante a medição da microdureza foi utilizada uma carga de 300 gramas, aplicada por 30 segundos. Para que houvesse uma diminuição dos erros de cada resultado, foram executados três medições paralelas entre si com espaçamento de 0,25 mm para cada região, obtendo-se três resultados de microdureza. Após este procedimento, foi calculado a média destes valores, obtendo-se a média final da microdureza de cada região.

Foi escolhida uma área de cada região e nela efetuada a medição da microdureza e adotada a seguinte notação $\frac{Max - Min}{Média}$ HV, sendo que:

- Max - indica o maior valor de microdureza obtida;
- Min - indica o menor valor de microdureza
- Média - a média dos valores de microdureza.

E nas regiões onde há refinamento o valor do tamanho de grão “TG” foi estimado, a fim de verificar o efeito dos ciclos térmicos.

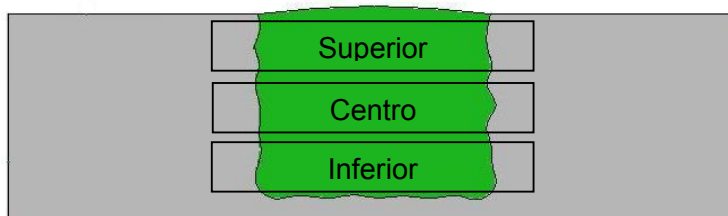


Figura 3.5. Regiões de medição da microdureza

3.4.3. ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO (CHARPY ENTALHE V)

Para determinar as dimensões e tolerâncias dos corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy, foi utilizada a norma ASTM E-23 (1999)[34]. Primeiramente, o corpo de prova obtido da junta foi cortado com um comprimento de aproximadamente 75 mm, posteriormente foi usinado nas quatro faces até obter as dimensões especificadas de 10 x 10 mm representados na Figura 3.4. A localização do entalhe para o ensaio metal de solda foi determinada por meio de ataque macrográfico para identificação das zonas, seguindo as recomendações da norma AWS D1.1 (2004, p. 314)[35]. Depois da localização do entalhe, o corpo de prova foi cortado com disco para obter sua dimensão final de comprimento de 55 mm. A Figura 3.4 representa onde foram localizados os entalhes.

As indicações para determinar a temperatura para realizar o ensaio de impacto Charpy aparecem na norma AWS D1.1 (2004, p. 270)[35]. Estas indicações descrevem que a temperatura depende do nível mínimo de operação do equipamento e são próprias para cada projeto. No caso deste estudo, optou-se pelo valor de 20 °C.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. ANÁLISE METALOGRÁFICA DO METAL DEPOSITADO

A Figura 4.1 apresenta as macrografias dos corpos de prova número 1 segundo as temperaturas de interpasse de 80, 150 e 400 °C utilizadas neste trabalho.

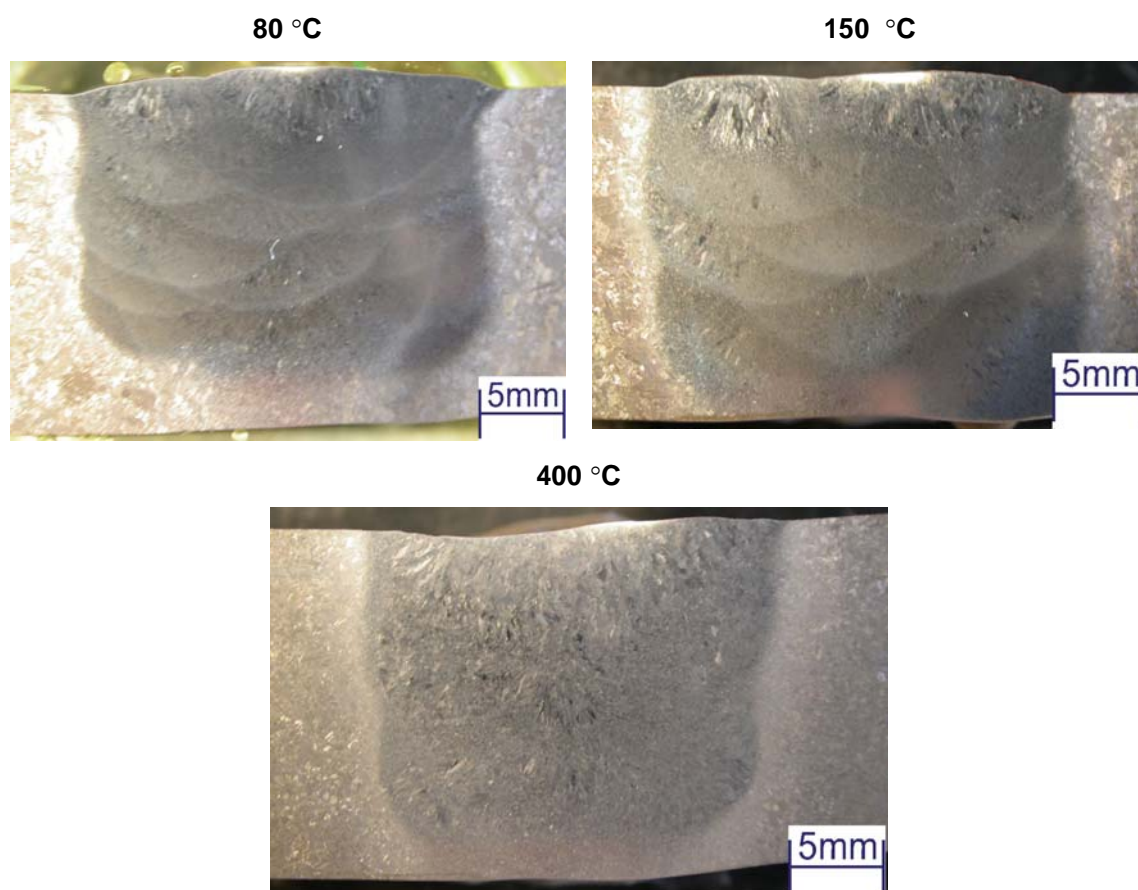


Figura 4.1. Macrografias corpos de prova segundo a temperatura de interpasse.

Numa pré-análise constatou-se que para as temperaturas de interpasse de 80 e 150 °C há a formação de linhas em forma de colar que separam as ZTAs e camadas de solda depositadas. Devido aos ciclos térmicos nota-se ainda uma heterogeneidade na região de solda pela formação de áreas escuras e claras, que podem estar associadas ao aspecto final da microestrutura formada.

Para a temperatura de 400 °C há uma homogeneidade na região de solda não sendo perceptível a formação de linhas que separem os cordões depositados.

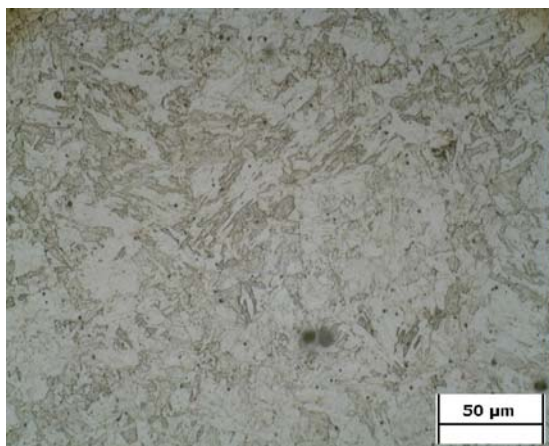
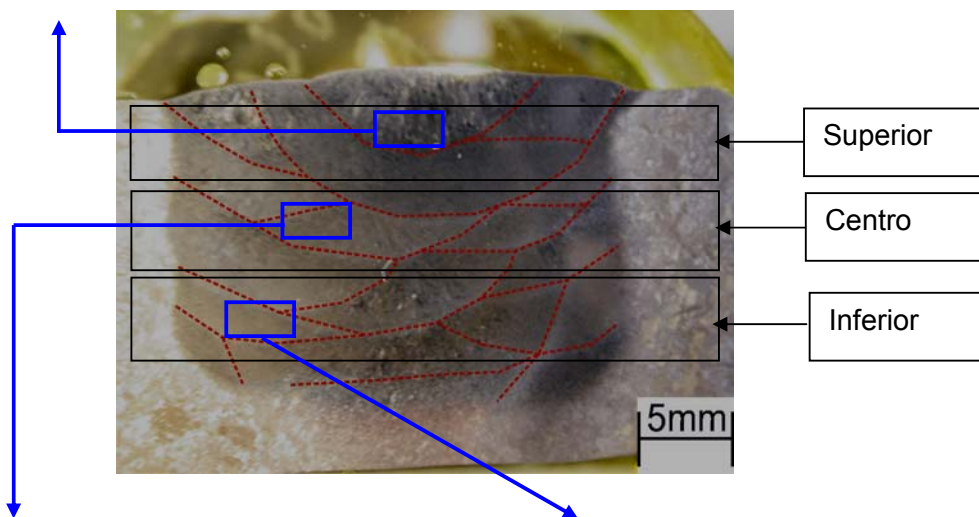
Não foi constatado nenhum defeito de soldagem como falta de fusão, inclusões, poros ou trincas durante as fases de soldagem e análise metalográfica.

4.1.1. EFEITO DAS TEMPERATURAS DE INTERPASSE 80 E 150 °C

Através da análise das Figuras 4.2 e 4.3, pode-se verificar a existência de uma variação microestrutural significativa ao longo da seção transversal dos corpos de prova devido à soldagem multipasse. A microestrutura é formada por grãos refinados e grãos grosseiros. Sendo que os grãos grosseiros estão presentes na região superior aonde estão localizados os últimos cordões, e em alguns pontos da região de solda, onde não houve a sobreposição do cordões de solda.

Pode-se observar que as microestruturas da região inferior dos corpos de prova mostram-se mais refinadas e possuem aparentemente o mesmo tamanho, para as temperaturas de interpasse de 80 e 150 °C.

Microdureza $\frac{423-382}{404}$ HV



Microdureza $\frac{423-266}{352}$ HV

TG \cong 10μm

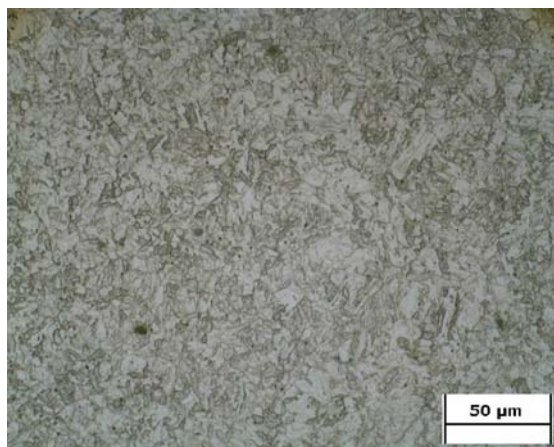
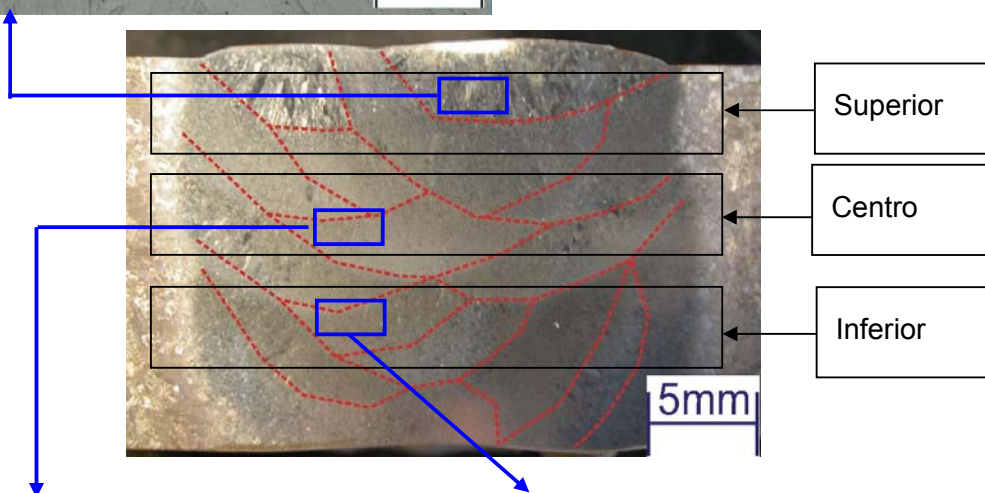


Microdureza $\frac{373-256}{331}$ HV

TG \cong 5μm

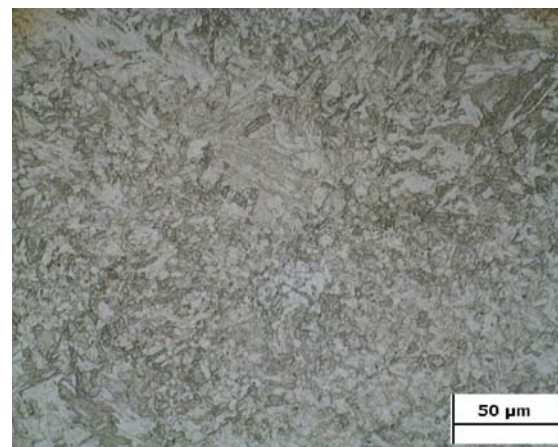
Figura 4.2. Macro e micrografia da zona fundida segundo a temperatura de interpasse de 80 °C.

Microdureza $\frac{446-347}{409}$ HV



Microdureza $\frac{392-324}{347}$ HV

TG $\cong 10\mu\text{m}$



Microdureza $\frac{423-347}{381}$ HV

TG $\cong 7\mu\text{m}$

Figura 4.3. Macro e micrografia da zona fundida segundo a temperatura de interpasse de 150 °C.

Observando a região superior dos corpos de prova de temperatura de interpasse de 80 °C e 150 °C, onde ficam localizados os últimos cordões de solda, os grãos possuem uma estrutura mais grosseira com dimensões muito superiores às encontradas nas outras regiões. Analisando-se esta região em detalhe através da figura 4.4, observa-se o efeito da sobreposição do último cordão no penúltimo cordão de solda.

A energia de soldagem de 3,5 KJ/mm utilizada para a deposições dos cordões promove uma zona de refino de grão que estende-se a uma distância de aproximadamente 1,5 mm sobre o penúltimo cordão depositado para a temperatura de interpasse de 80 °C. Para a temperatura de interpasse de 150 °C onde a energia de soldagem foi de 3,12 KJ/mm esta distância é de 1,7 mm, estas distâncias podem modificar-se dependendo da geometria do cordão depositado.

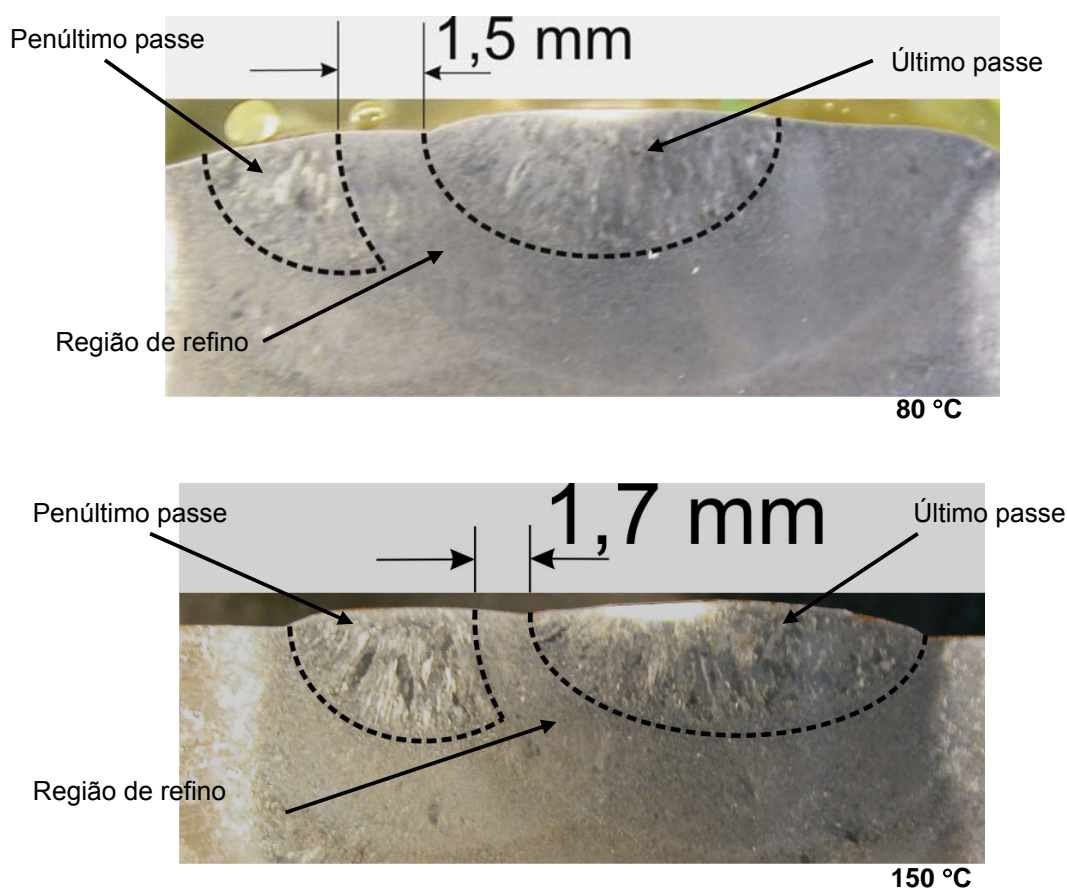


Figura 4.4. Efeito da sobreposição do último cordão na soldagem realizadas com temperatura de interpasse de 80 e 150 °C.

Pode-se notar que a deposição do último cordão recobre 50% do cordão anterior para a temperatura de 80 °C, e na temperatura de 150 °C a percentagem de recobrimento chega a ser menor ainda. Para se obter um melhor resultado, aonde se obtenha a última camada com estrutura formada por grãos refinados, é necessário um procedimento de soldagem que preveja um controle mais adequado da deposição e geometria dos cordões desde o seu início até o seu final.

Nas outras regiões há uma predominância de um maior refinamento da estrutura martensítica do metal fundido.

Analisando-se a região central do corpo de prova, local de retirada das amostras para ensaio Charpy, nota-se que existe uma diferença de tamanho entre os grãos, que pode ser observado na figura 4.5. Para a temperatura de 80 °C encontra-se grãos refinados com valor estimado de $TG \cong 5 \mu m$ e para a temperatura 150 °C este refinamento tem um valor estimado de $TG \cong 7 \mu m$. Já em relação à temperatura de 400 °C, apresenta uma estrutura de grãos grosseiros com dimensões muito superiores as encontradas nas outras temperaturas de interpasse.

Foi observado que, a taxa de resfriamento mais alta provoca um refinamento maior da microestrutura.

Este refino da microestrutura representa a única possibilidade de aumento simultâneo de resistência e tenacidade, situação interessante em relação à proporção inversa normal que ocorre entre essas propriedades mecânicas. Outro benefício do refino de grão é a redução na temperatura de transição dúctil-frágil.

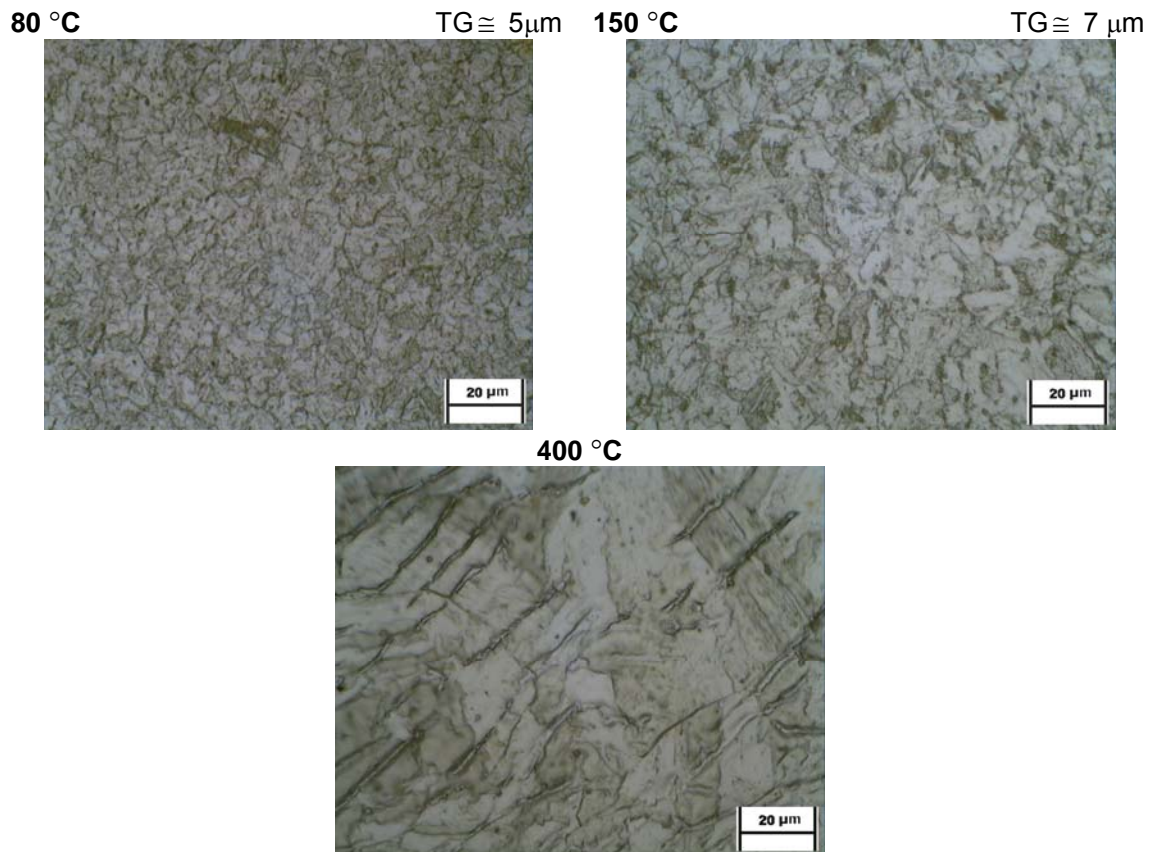


Figura 4.5. Tamanho comparativo dos grãos na região do corpo de prova de onde foi retirada a amostra para ensaio Charpy.

Como o desenvolvimento da soldagem dos corpos de prova foi através da deposição de cordões em camadas, pode-se associar que as variações de microestrutura e microdureza observados possam estar associadas ao passe de revenido.

4.1.2. TEMPERATURA DE INTERPASSE 400 °C

No corpo de prova que recebeu o interpasse de 400 °C, mostrado na Figura 4.6, a microestrutura formada é predominantemente de grãos grosseiros, possuindo aparentemente o mesmo tamanho, não importando a região escolhida para observação. Na macrografia as linhas na forma de colar entre os sucessivos passes de solda não são evidentes.

Microdureza $\frac{470 - 423}{453}$ HV

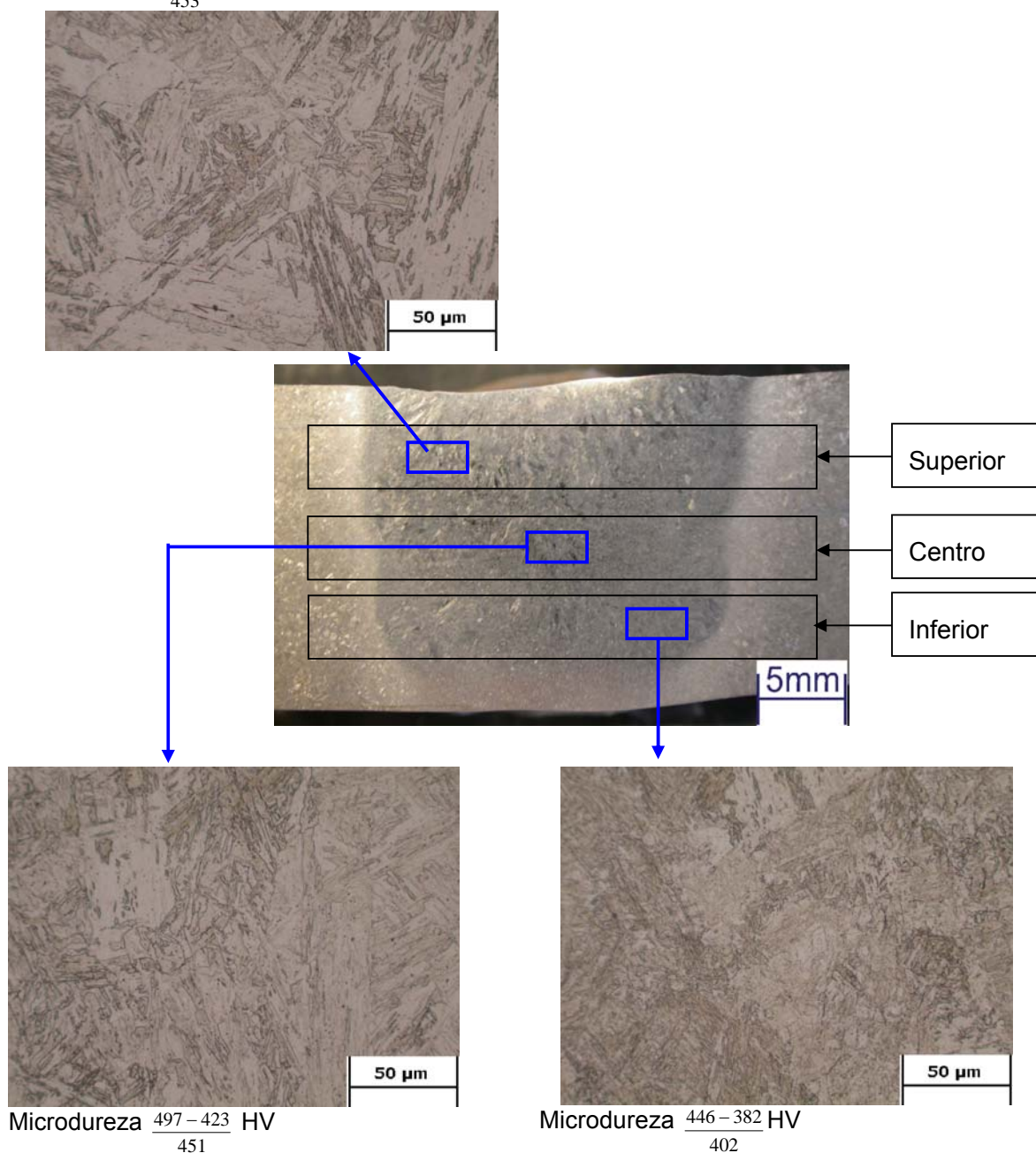


Figura 4.6. Macro e micrografia da zona fundida segundo a temperatura de interpasse de 400 °C.

A estrutura obtida neste caso é uma martensita temperada, formada devido à utilização de uma temperatura de interpasse e execução da soldagem na região austenítica acima do M_s do metal de solda.

4.1.3 PASSE TIG

Baseando-se no teste realizado por HIGUCHI e que foi repetido por HENKE e PEREIRA, foi realizado um teste com a utilização de somente um passe TIG com o intuito de comprovar que o refino é fruto de um reaquecimento realizado em baixa temperatura de interpasse. (Figura 4.7)

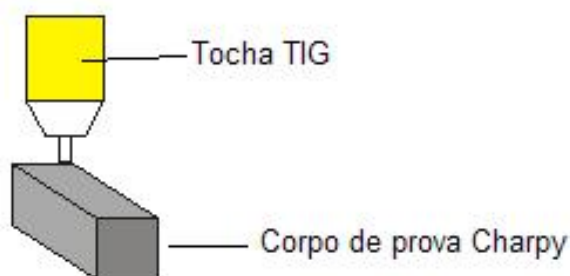


Figura 4.7. Teste passe TIG.

Utilizando-se para isso de corpos de prova Charpy com dimensões 10x10x55 mm, da temperatura de interpasse de 400 °C, que possui uma estrutura homogênea formada de martensita não revenida.

Para a realização do experimento foram utilizados dois níveis de energia de soldagem que foram obtidos variando-se a tensão (V), corrente (I) e velocidade de soldagem (v) conforme mostrado na Tabela 4.1. A extensão da zona revenida foi avaliada mediante análise metalográfica e microdureza, efetuadas sobre corpos de prova seccionados transversalmente sobre os cordões.

Tabela 4.1. Parâmetros adotados para reaquecimento TIG em charpy a 400 °C.

Corpo de prova	V (V)	I (A)	v (mm/min)	E (kJ/mm)	Gás	Vazão	Ângulo da tocha
1	14,2	165	150	0,93	Ar	12 l/min	90
2	12	174	300	0,41			

Em seguida as etapas de preparação metalográfica, cada corpo de prova foi atacado com o reagente Villela para revelar a microestrutura do material. Nas figuras 4.7 e 4.8 observa-se as macrografias e micrografias obtidas.

Verifica-se que há uma distinção no aspecto das regiões formadas, conforme o nível de energia utilizado no passe TIG.

Na Figura 4.8 é mostrado o corpo de prova aonde foi imposta a energia de soldagem de 0,93 KJ/mm, onde pode-se observar a formação de 4 regiões:

Região A: Grãos grosseiros penetração de 2,3 mm; que representa a região que sofreu refusão

Região B: Grãos refinados, penetração de 2,4 mm;

Região C: Grãos refinados TG \cong 10 μ m estimado, extensão de 5,3 mm;

Região D: Grãos refinados TG \cong 5 μ m estimado, extensão de aproximadamente 2,3 mm.

NA Figura 4.9 aonde foi imposta a energia de soldagem de 0,41 KJ/mm observamos também a formação de 4 regiões com extensões diferentes da anterior:

Região A: Grãos grosseiros, penetração de 1,0 mm;

Região B: Grãos parcialmente refinados, penetração de 0,4 mm;

Região C: Grãos refinados TG \cong 4 μ m estimado, extensão de 2,0 mm;

Região D: Grãos grosseiros, metal de solda está região não foi modificada durante a execução do passe TIG.

A figura 4.10 apresenta os perfis de dureza resultantes da aplicação do passe TIG sobre o metal de solda com dureza $\frac{497 - 423}{451}$ HV. Percebe-se nestas figuras uma queda de dureza com relação à dureza inicial que também foi constatado nos trabalhos de HENKE, PEREIRA, NOVICKI, PUKASIEWICZ e PRADO.

Comparando com HENKE e PEREIRA, obteve-se os mesmos resultados em relação ao tamanho da faixa revenida, que é muito estreita comparada com a zona endurecida. Segundo HENKE, isso se deve à elevada resistência por parte dos aços inoxidáveis martensíticos macios e a baixa temperatura Ac1 (620 °C) do aço CA-6NM, a qual impede que temperaturas mais altas proporcionem uma ação mais efetiva com relação à redução da dureza devido à austenitização parcial acima de Ac1.

Constatou-se na região C próximo à linha de fusão um refino na granulação ao invés do seu crescimento. Segundo PEREIRA, isto deve-se ao fato dos aços

inoxidáveis martensíticos macios, apresentarem uma temperatura Ac_4 mais baixa (1200 °C) que a dos aços ferríticos, permitindo que ocorra transformação $\alpha \leftrightarrow \delta$ numa faixa mais larga durante o ciclo de soldagem.

Como estes corpos de prova são resultados de uma soldagem multipasse o aumento significativo da dureza com uso de energia de 0,93 kJ/mm pode estar associado ao endurecimento secundário que, segundo PEREIRA, deve-se ao percentual de Molibdênio que produz uma fina precipitação de carboneto de molibdênio (Mo_2C) não sendo detectado por microscopia ótica.

Os resultados mostram que a aplicação de um passe TIG é capaz de modificar a microestrutura do metal de solda, sendo que a extensão dos grãos refinados será maior quanto maior for a energia de soldagem empregada, além de promover uma redução na dureza de aproximadamente 75 HV em uma pequena região da ZTA.

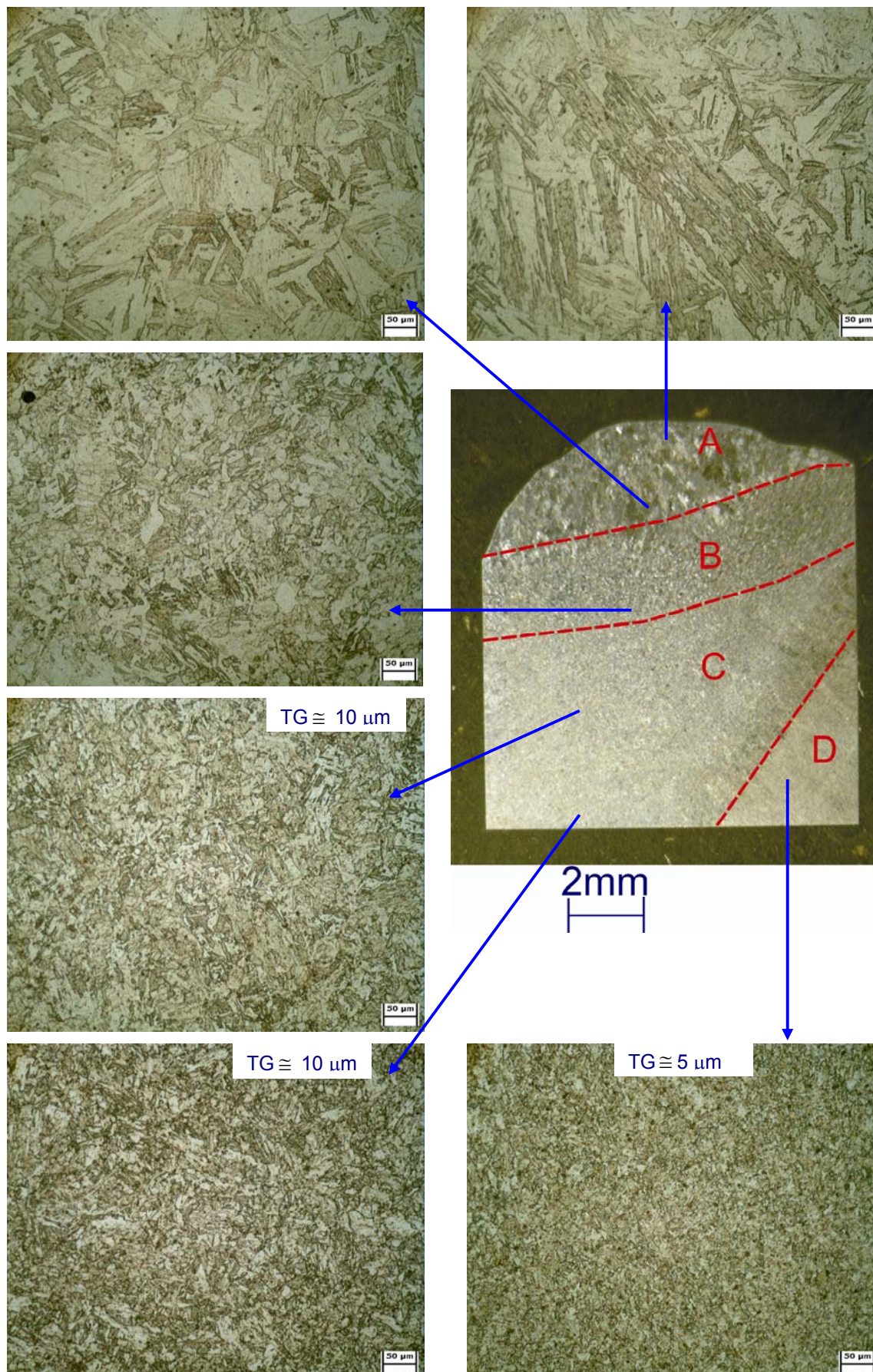


Figura 4.8. Passe TIG energia de soldagem 0,93 KJ/mm.

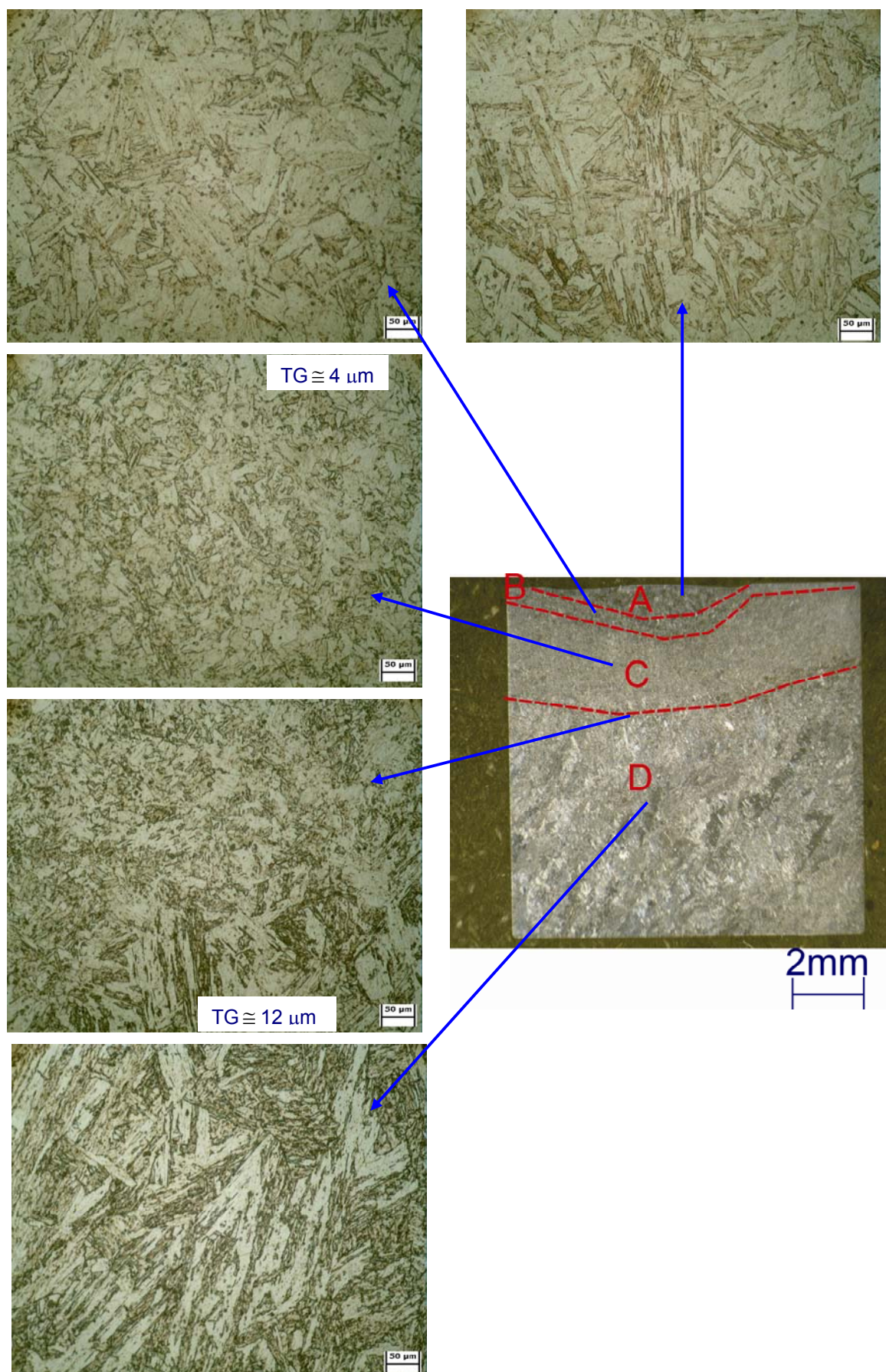


Figura 4.9. Passe TIG energia de soldagem de 0,41 KJ/mm.

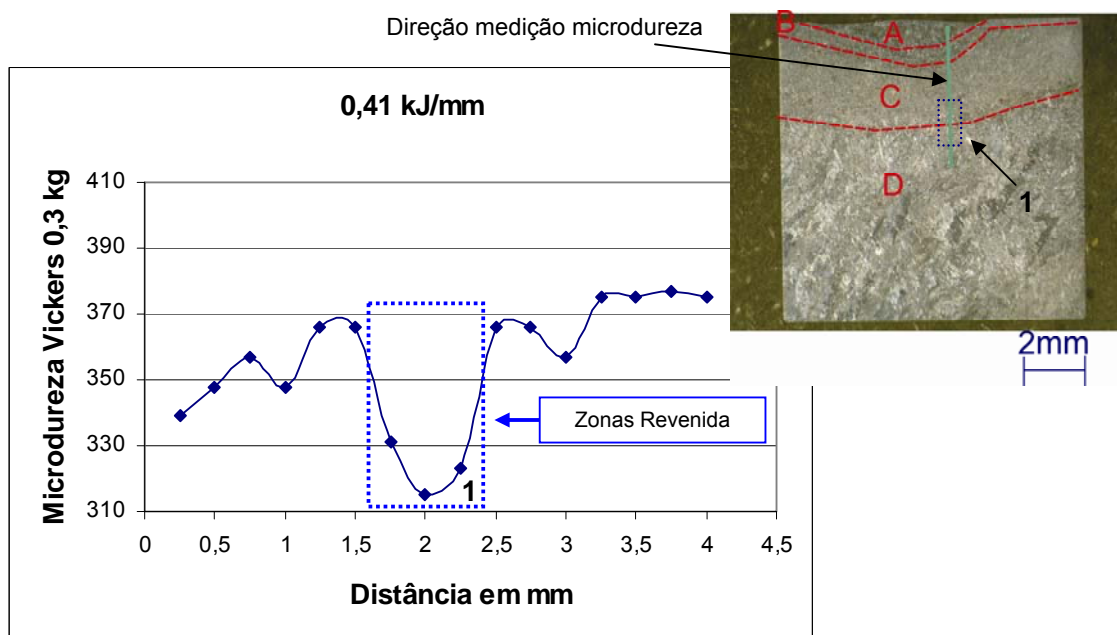
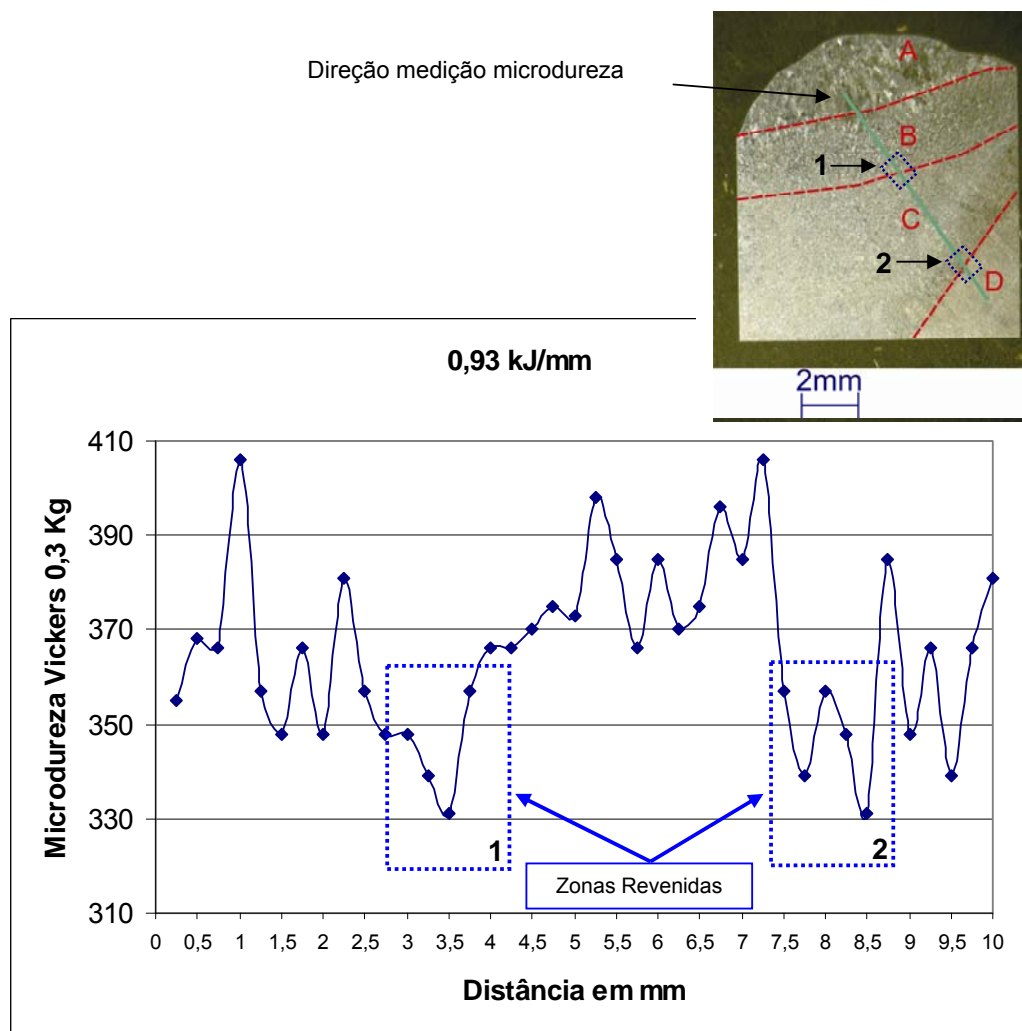


Figura 4.10. Perfil de dureza com diferentes níveis de aporte térmico sobre o corpos de prova Charpy, da temperatura de interpasso de 400 °C.

4.2. FERRITA DELTA

Foi possível a constatação da ferrita δ , mas não a sua quantificação. Sabe-se que ela tem um efeito na tenacidade do material em estudo, reduzindo-a quanto maior for sua fração volumétrica.

Durante o aquecimento, há o crescimento incompleto da fase ferrita- δ , que é nucleada a partir dos contornos de grão da austenita prévia e ocorre intergranularmente na faixa de temperatura Ac_4 - Ac_5 . O mecanismo da formação da ferrita é através da difusão. Conseqüentemente, na região parcialmente ferrítica, a extensão da dissolução da ferrita- δ é determinada pela quantidade de cromo e de molibdênio e da taxa de arrefecimento. Taxas de arrefecimento rápidas conduzem à retenção da ferrita, taxas de arrefecimento lentas permitem a dissolução intragranular da ferrita- δ [31].

Para as temperaturas de 80 e 150 °C elas concentram-se na ZTA do cordão de solda quando este é depositado como visto nas figuras 4.11 e 4.12.

Na temperatura de 400 °C a ferrita delta remanescente na região da solda, aparece dispersa na matriz (figura 4.13).

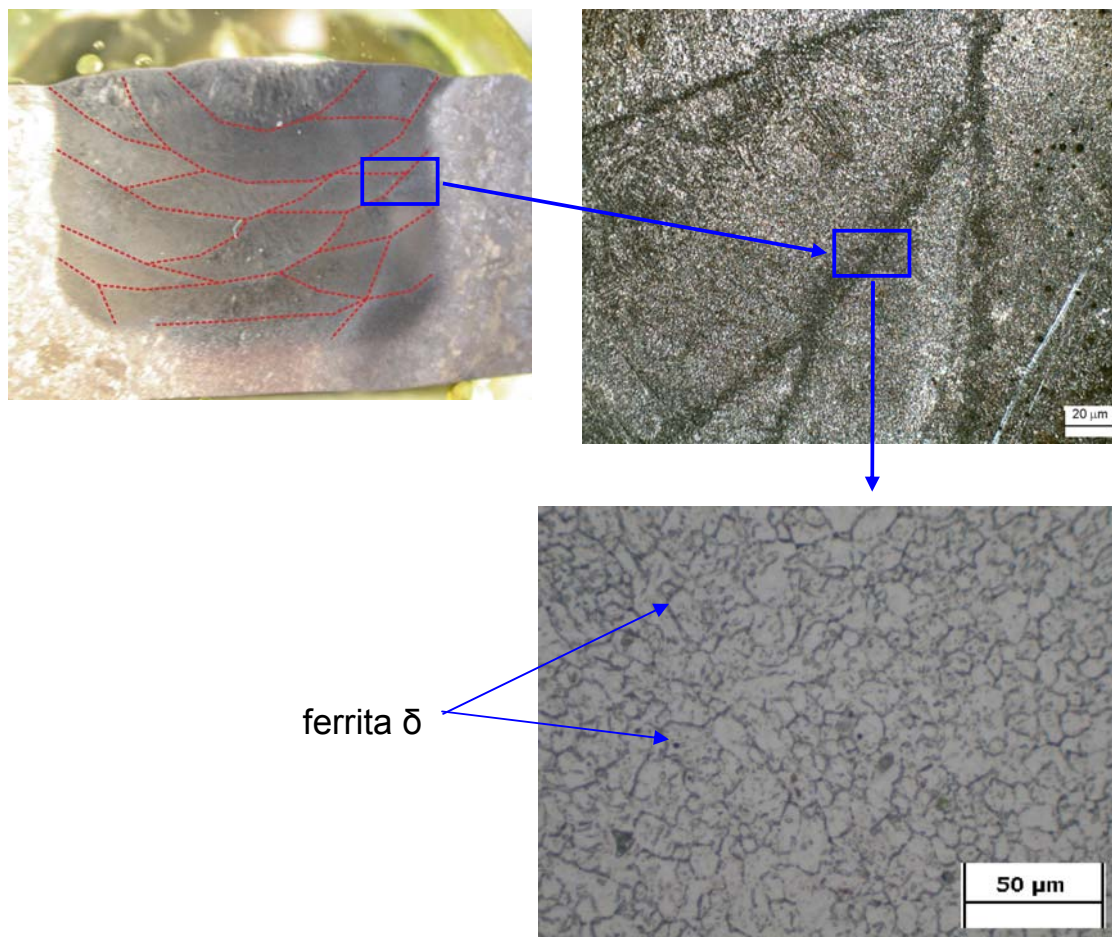


Figura 4.11. Localização da ferrita delta para a temperatura de interpasse de 80 °C.

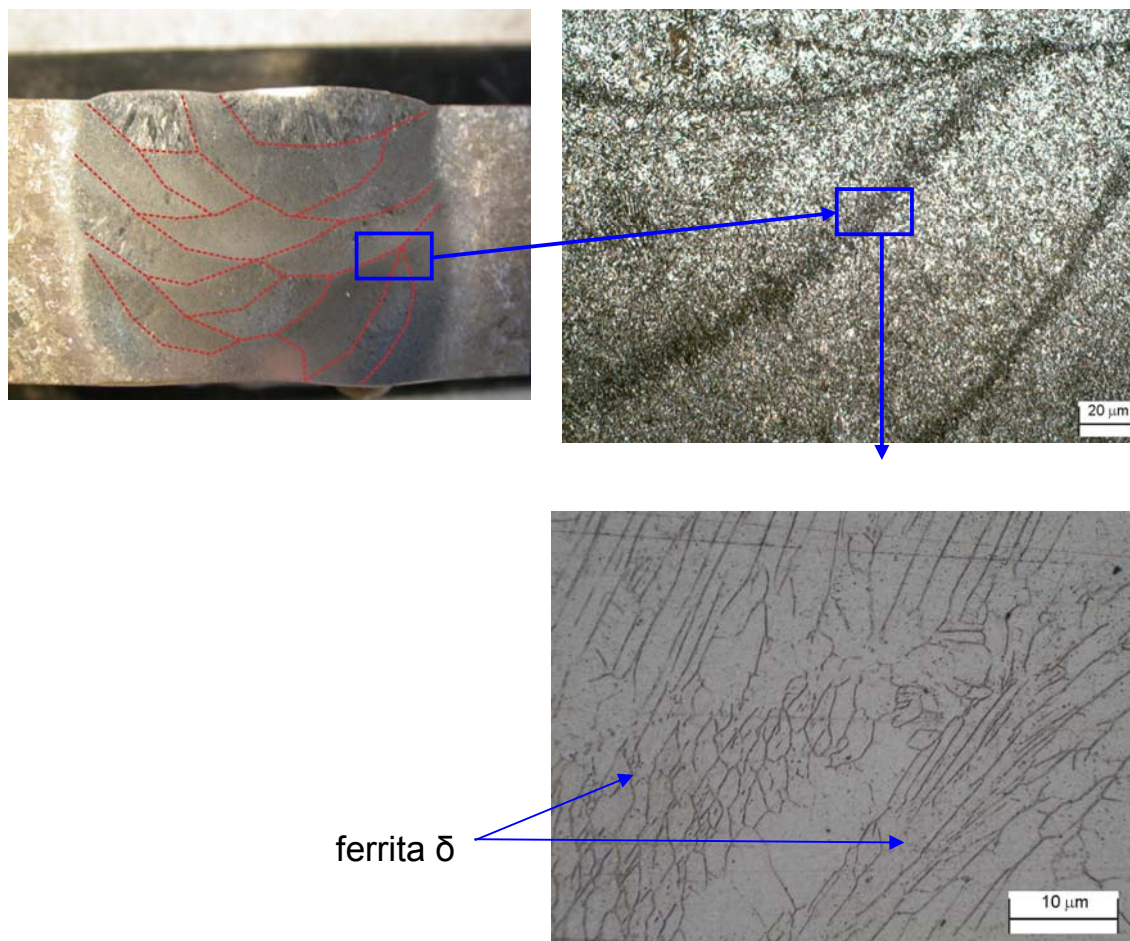


Figura 4.12. Localização da ferrita delta para a temperatura de interpasse de 150 °C.

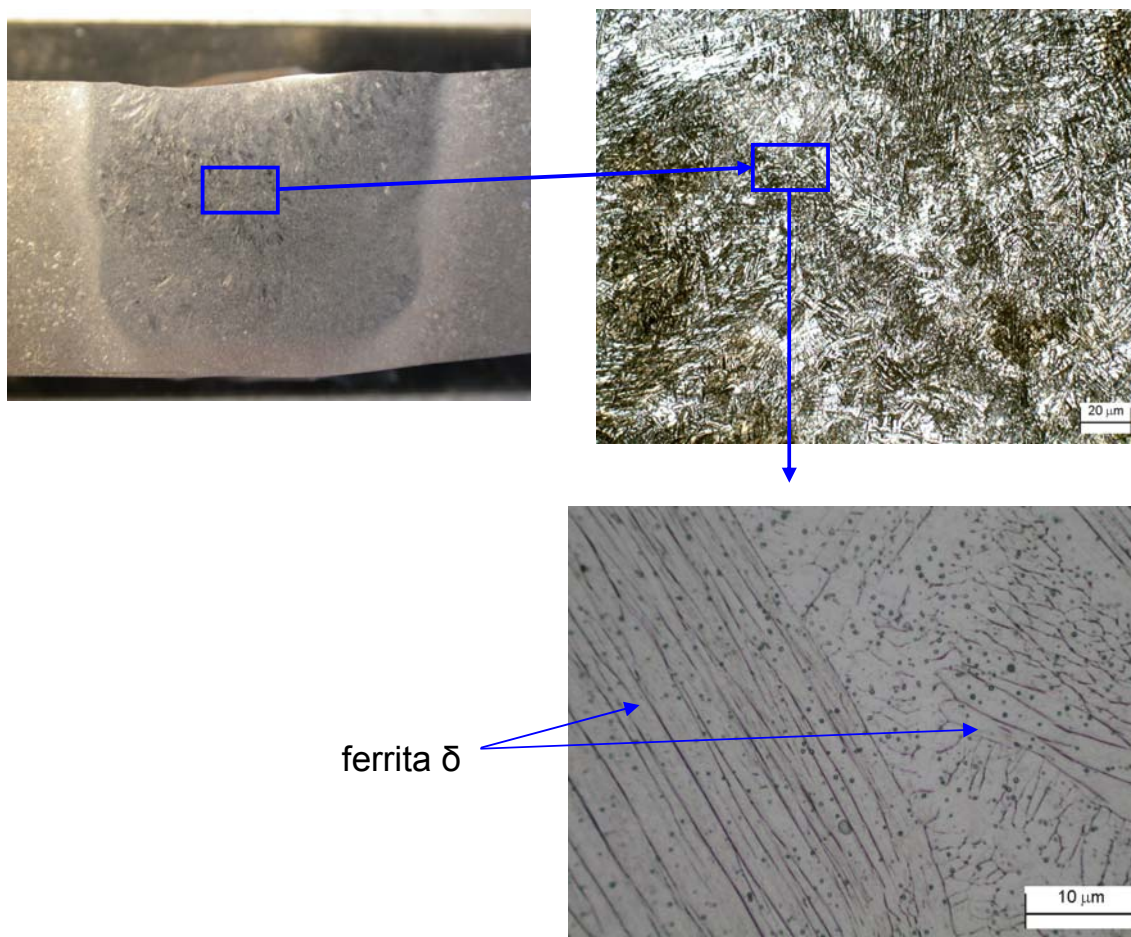


Figura 4.13. Localização da ferrita delta para a temperatura de interpasse de 400 °C.

4.3. ENSAIOS MECÂNICOS

4.3.1. MICRODUREZA

Os resultados obtidos da microdureza mostrados na figura 4.14 revelaram que, embora tenham ocorrido variações nos valores de microdureza, estes estão dentro da faixa da martensita para este aço segundo o teor de carbono. Foi constatada, através da distribuição das microdurezas e análise visual com o microscópio ótico, a ocorrência de regiões bem definidas durante as medições (metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base).

Pode-se observar no corpo de prova de interpasse de 80 °C que existe uma variação na microdureza entre as regiões do metal de solda estudadas. Na superior encontram-se os maiores valores que variam de $\frac{394-311}{356}$ HV enquanto que na inferior encontram-se os menores valores que variam de $\frac{356-311}{330}$ HV.

No corpo de prova de interpasse de 150 °C encontram-se variações similares de microdureza do metal de solda, na região superior os valores de microdureza variam de $\frac{384-356}{370}$ HV, e na região inferior $\frac{340-291}{325}$ HV.

Já os valores encontrados de microdureza na região do metal de base e ZTA são maiores e mais próximos quando se utiliza uma temperatura de interpasse de 400 °C, que fica na fase austenítica acima do Ms. Conforme mostrado na figura 4.14, a microdureza mantém-se com valores altos nas três regiões.

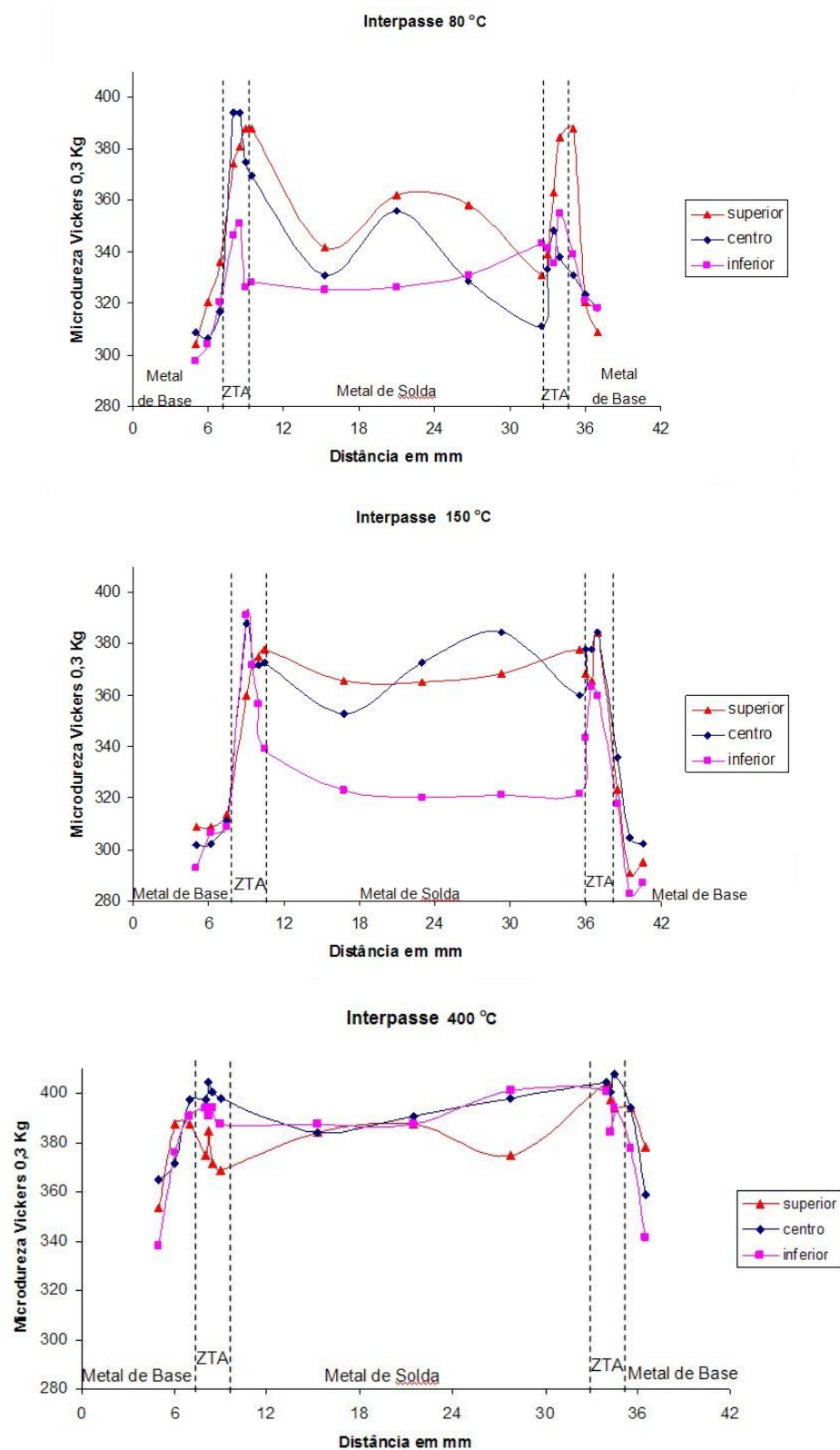


Figura 4.14. Microdurezas para diferentes temperaturas de interpasse nas três regiões dos corpos de prova.

Analisando-se a média das microdurezas no metal de solda, ZTA e metal de base, verifica-se que não mostram uma variação significativa, mas são nitidamente inferiores à temperatura de interpasse de 400 °C, como pode ser observado na Figura 4.15.

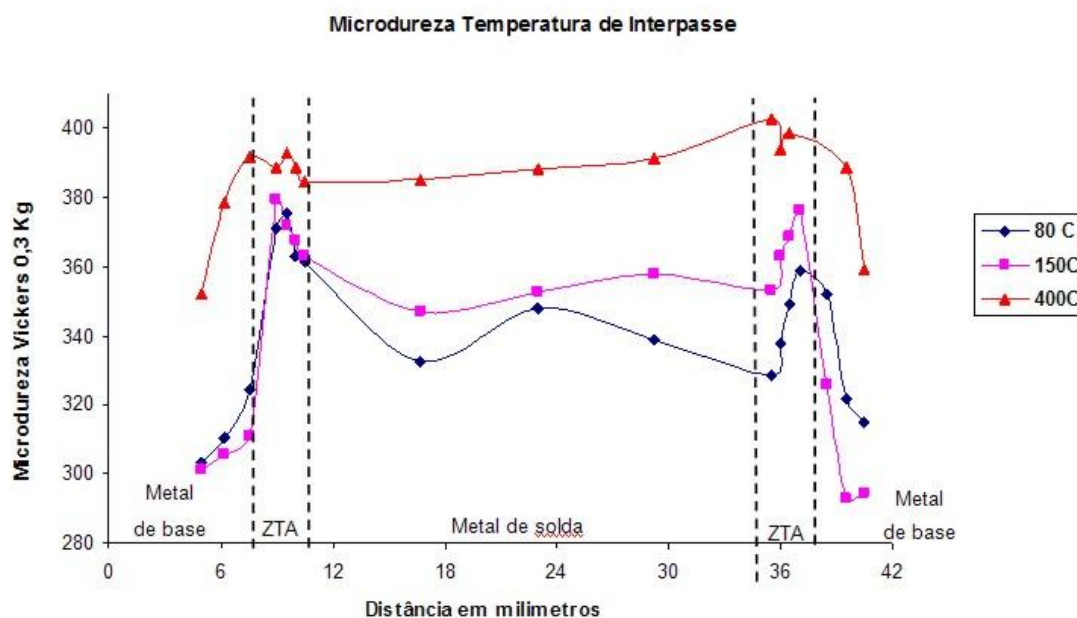


Figura 4.15. Microdureza média das temperaturas de interpasse

Para as temperaturas de interpasse de 80 e 150 °C verifica-se que há influencia dos vários ciclos térmicos dos passes subseqüentes, nos valores de microdureza associada à interface entre os passes anteriores. Nos passes superiores aonde o efeito do ciclo térmico não esta associado obtemos os maiores valores de microdureza. À medida que os cordões de solda são afetados por um ou mais ciclos térmicos os valores de microdureza diminuem.

O valor elevado da microdureza para a temperatura de interpasse de 400 °C, deve-se a soldagem na fase austenitica que fica acima de Ms, e após o resfriamento da solda abaixo de Mf, transformou-se em uma estrutura martensitica temperada.

4.3.2. TENACIDADE AO IMPACTO (CHARPY ENTALHE V)

Os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy com entalhe em V, realizados nos corpos de prova do metal de solda depositado 410NiMo de acordo com os procedimentos estabelecidos pelas normas ASTM A 781-00 e ASTM A 370-03a são apresentados na Tabela 4.2.

A localização da região de onde foi retirado o corpo de prova para ensaio Charpy pode ser visto na Figura 3.4, ou seja, os corpos de prova não foram retirados da região de menor dureza.

Tabela 4.2. Valores obtidos através dos ensaios de tenacidade ao impacto (Charpy V) dos corpos de prova do metal de solda 410NiMo

Temperatura de pré-aquecimento (°C)	Temperatur a de interpasse (°C)	Corpos de Prova	Temperatura de ensaio (°C)	Tenacidade ao impacto (J)			
				Amostras			Média
				1	2	3	
80 °C	80 °C	1	17	162	159	142	154
		2		160	199	170	176
150 °C	150 °C	1		139	103	140	127
		2		134	72,5	122	128
	400 °C	1		27,9	23,5	29,3	27

Para efetuar a comparação de tenacidade com outros trabalhos, foi determinado a composição química do metal de solda, que são apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3. Composição química metal de solda.

Temperatura de interpasse	Composição Química %				
	C	Ni	Cr	Mo	Ti
80 °C	0,021	4,4	13,7	0,50	0,01
150 °C		4,6	13,5	0,54	0,01

A Figura 4.16 mostram macrografia e fotos tiradas através de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da superfície fraturada dos corpo de prova Charpy das temperatura de interpasse 80, 150 e 400 °C.

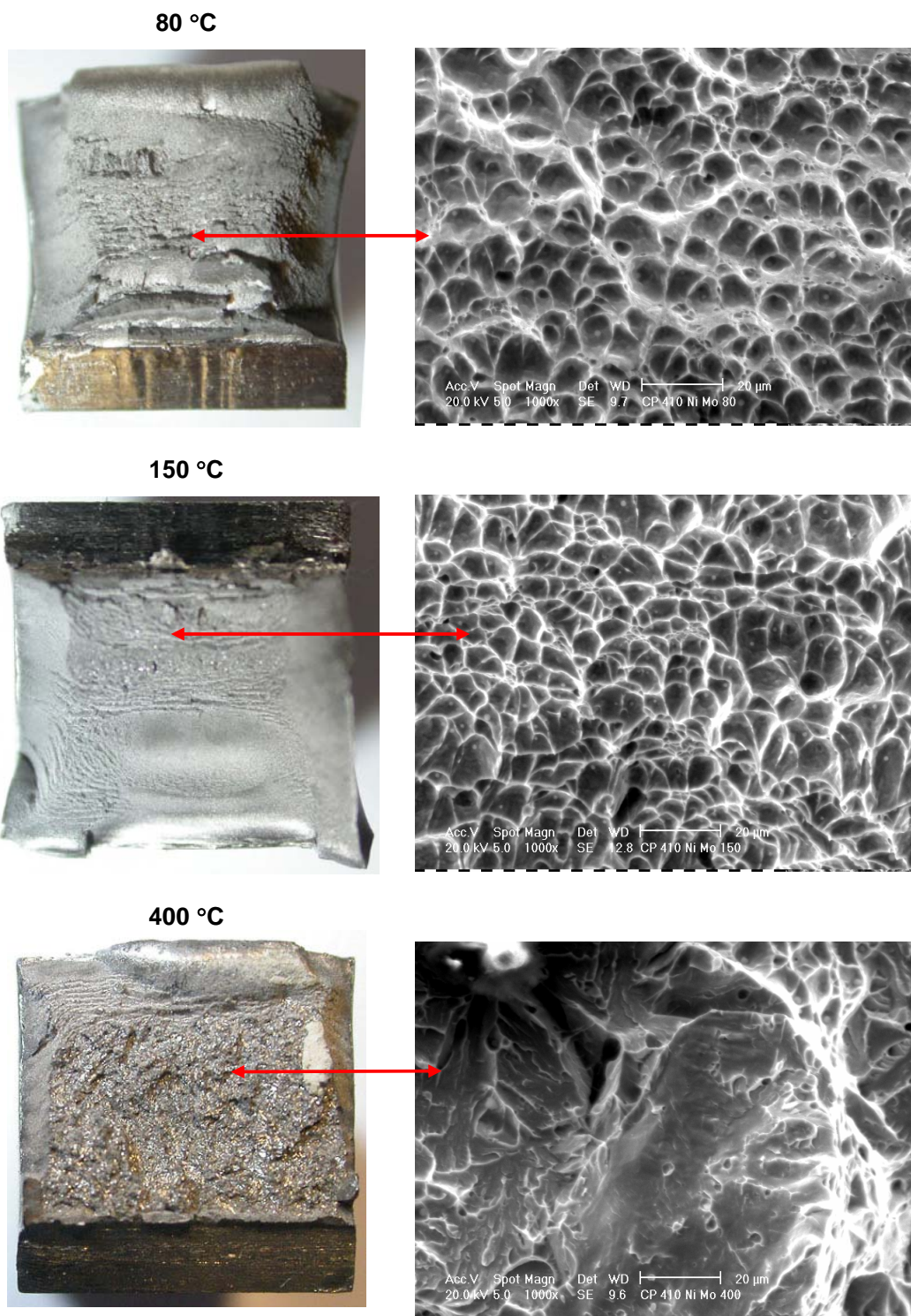


Figura 4.16. Macrografia e MEV da superfície de fratura das peças do ensaio Charpy para as temperaturas de interpasso de 80, 150 e 400 °C.

Observou-se que o micromecanismo de fratura predominante foi do tipo alveolar ou dimples para as temperaturas de interpasse de 80 e 150 °C, evidenciando o caráter dútil da fratura.

O micromecanismo de fratura por clivagem representa o comportamento frágil da fratura, o qual denota a baixa energia de impacto que absorve o corpo de prova de temperatura de interpasse de 400 °C durante o ensaio. A morfologia da superfície de fratura é caracterizada por facetas planas e por padrões de rios que indicam os locais de nucleação e propagação da trinca.

Apesar da dispersão dos resultados, os corpos de prova com temperaturas de interpasse de 80 e 150 °C apresentaram micromecanismos de fratura diferentes em relação a de 400 °C e são bem característicos, comprovando a existência de diferenças de tenacidade.

Na análise feita através do MEV, nota-se que, as inclusões presentes no fundo dos alvéolos são muito pequenas se comparado aos obtidos por HENKE [25], que usou eletrodo revestido, e PEREIRA e PRADO, que utilizaram arame sólido. Isto indica que há influência do processo de soldagem utilizado na formação e dimensão das inclusões. Neste caso, o processo TIG teria favorecido a ocorrência de menores inclusões em comparação aos processos de soldagem com eletrodo revestido, MIG/MAG com eletrodo tubular e MIG/MAG com eletrodo sólido.

Podemos observar na Figura 4.17 os gráficos de tenacidade obtidos. Observa-se um aumento nos valores obtidos no ensaio de tenacidade ao impacto Charpy com entalhe em V, a medida que a temperatura de interpasse diminui. Tal resultado estaria relacionado as variações microestruturais sofridas pelo material de solda, como consequência dos ciclos térmicos impostos pela soldagem multipasse.

Soldando acima de Ms (400 °C) tem-se uma fase austenítica que quando resfriada transforma-se em martensita temperada, apresentando uma estrutura homogênea formada por grãos grosseiros. Soldando-se entre Ms e Mf (150 °C) tem-se uma fase parcialmente transformada em martensita durante a soldagem. Na soldagem abaixo de Mf (80 °C) tem-se uma estrutura totalmente martensítica revenida.

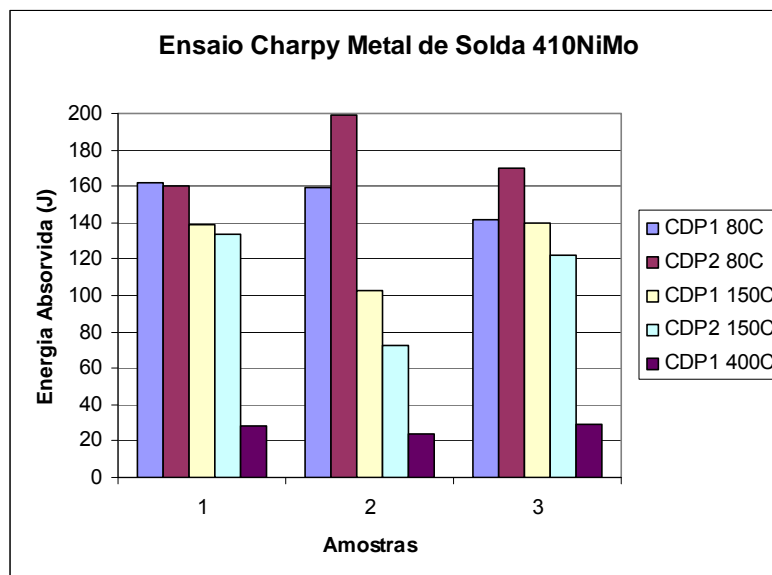


Figura 4.17. Gráfico de tenacidade

Os valores da tenacidade média obtidas neste trabalho, sem a necessidade de um tratamento térmico posterior, foram muito elevados em comparação aos resultados de BILMES (1999, 2000), PEREIRA (2000), PRADO (2004) e FOLKHARD (1984). Um comparativo pode ser visto na tabela 4.4 e figura 4.18.

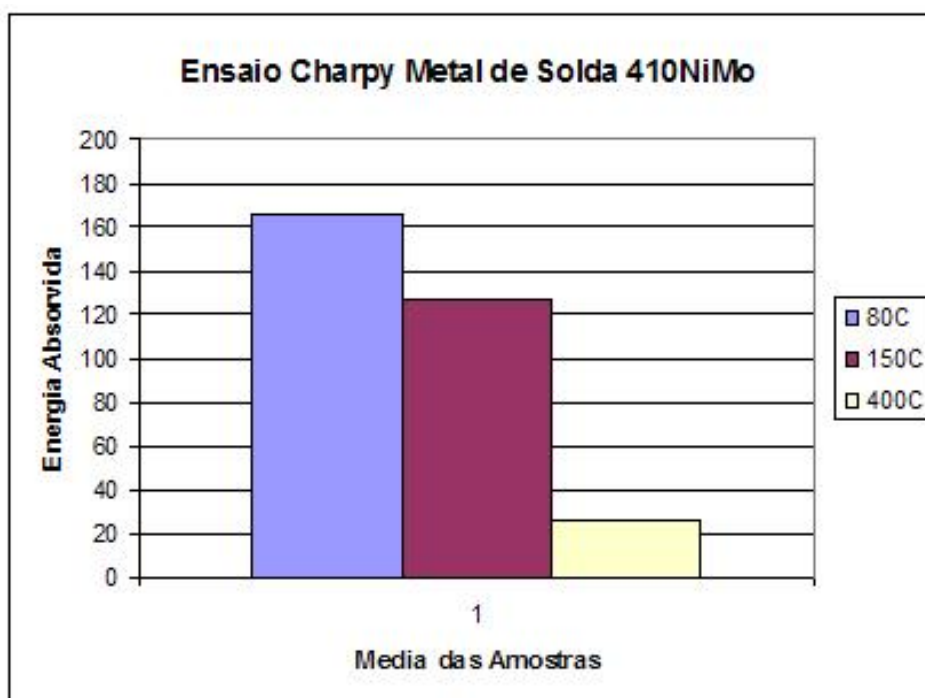


Figura 4.18. Gráfico ensaio charpy.

Analizando os valores obtidos por FOLKHARD (1984), verifica-se que o valor obtido de 132 J, usando o processo TIG, só foi alcançado após um tratamento térmico de revenimento a 600 °C/2h após a soldagem.

Pode-se apontar como possíveis causas para este comportamento o refino de grão promovido na microestrutura pela soldagem multipasse. Outros fatores que poderiam influenciar como dureza, %C e faixa de extensão do revenido são semelhantes aos encontrados em outros trabalhos.

Evidencia-se também a grande influência exercida pela temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda na condição como soldado. De maneira geral, observa-se que quanto menor a temperatura de interpasse, maior a tenacidade obtida, em função de se aumentar a fração de martensita revenida na soldagem multipasses.

Tabela 4.4. Comparativo de tenacidades do metal de solda.

Autor	Temperatura de interpasse (°C)	Tenacidade Charpy (J)	Processo de Soldagem Aplicado	%C no metal de solda
Bilmes	Abaixo de 120 °C	73	Arame tubular	0,028
Folkhard	Aproximadamente 130 °C	132	TIG	0,018
Pereira	Abaixo de 180 °C	50	MIG/MAG arame sólido	0,036
		34	Arame Tubular	Não determinado
Prado	Entre 200 e 250 °C	27 a 42	MIG/MAG arame sólido	Não determinado
Presente Trabalho	80 °C	165	TIG	0,021
	150 °C	128		
	400 °C	27		Não determinado

Como os ensaios de tenacidade ao impacto não são obrigatórios para este aço conforme as normas aplicáveis [7], não existem valores mínimos exigidos. No entanto, os resultados obtidos encontram-se em concordância com os citados na literatura [36] como usuais para esta propriedade, como é mostrado no gráfico da figura 4.19.

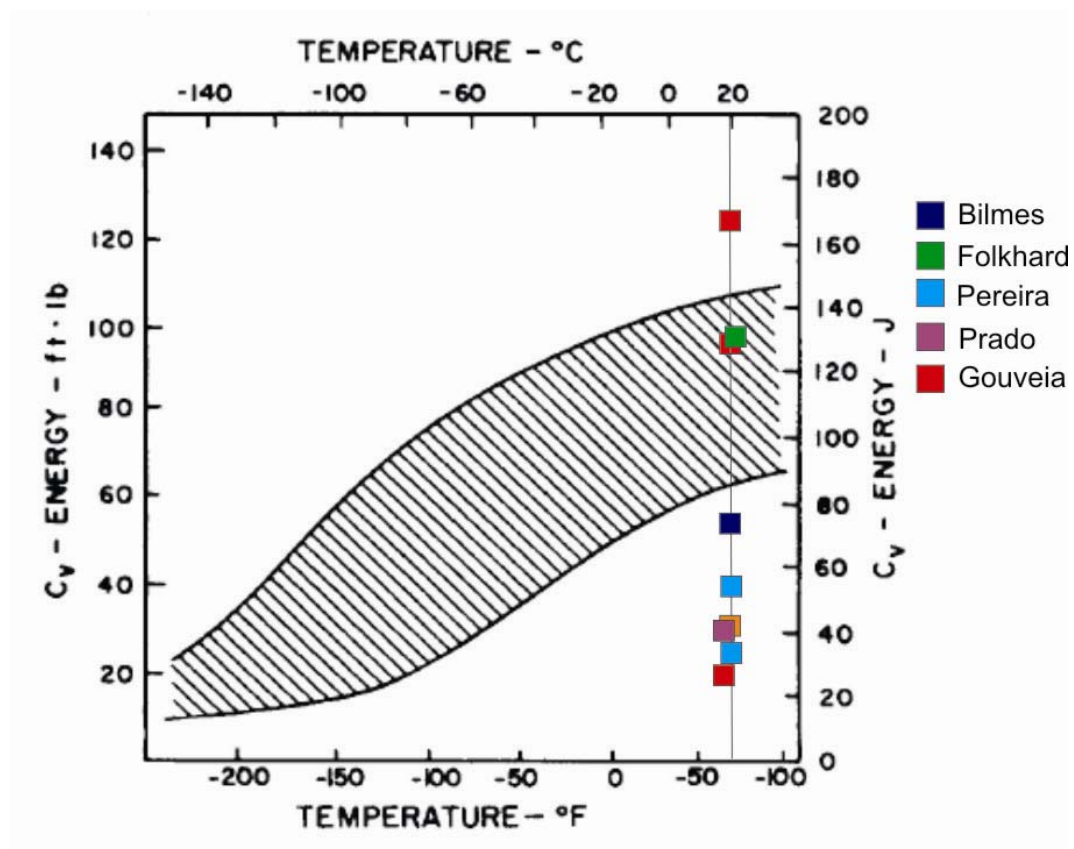


Figura 4.19. Faixa usual de valores de tenacidade ao impacto obtidos em ensaios de Charpy com entalhe em V no aço inoxidável martensítico macio ASTM A 743 CA6NM [36].

A Figura 4.20 representa a superfície fraturada e a contração lateral dos corpos de prova observadas ao estereoscópio

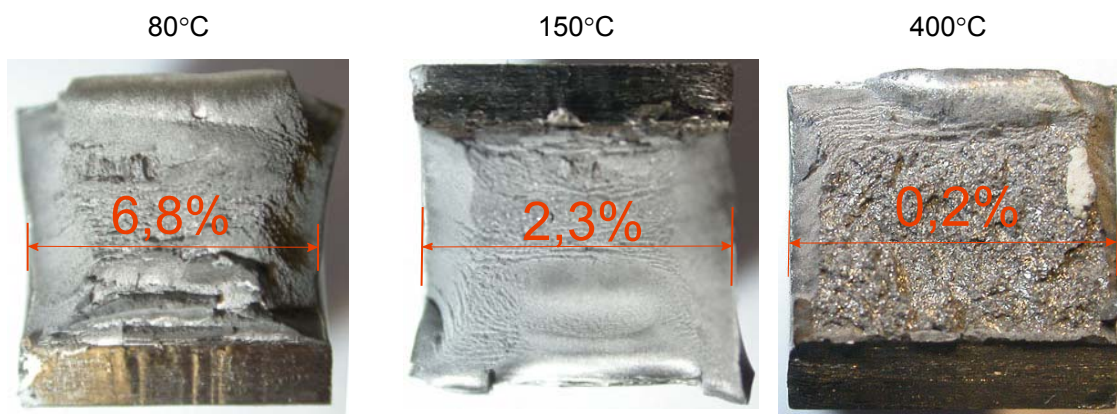


Figura 4.20. Contração Lateral (%).

Através dos resultados de tenacidade e dos valores obtidos da contração lateral das amostras comprovam-se o comportamento dúctil para as temperaturas de interpasse de 80 e 150 °C e frágil para a de 400 °C.

Apresentando uma relação para a liga 410NiMo para as condições avaliadas, quanto menor a temperatura de interpasse, maior a tenacidade ao impacto do metal depositado.

5. CONCLUSÃO E SUGESTÕES

A partir dos resultados obtidos foi possível concluir:

- Existe uma influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda ER 410NiMo na soldagem multipasse do aço inoxidável martensítico CA6NM pelo processo TIG;
- Maiores tenacidades foram obtidas com menores temperaturas de interpasse. Possivelmente isto se deve ao fato ter mantido a temperatura de interpasse abaixo de M_f , que resulta em uma microestrutura martensítica revenida após o resfriamento.
- Foi observado que é possível refinar a microestrutura da zona fundida através de passes subseqüentes. Isto permite obter camadas soldadas, com pequeno tamanho de grão. Com um controle mais adequado da deposição e geometria dos cordões pode-se obter uma soldagem sem a necessidade de um tratamento térmico posterior;
- O passe TIG sobre uma microestrutura de martensita não revenida permitiu refinar o tamanho de grão. Quanto maior o aporte térmico, maior a extensão do refino.
- Sugere-se a realização de ensaios similares aos executados durante este trabalho, utilizando o processo TIG Pulsado em corpos de prova de aço fundido CA-6NM, normalmente empregado como metal de base na construção de componentes de turbinas hidráulicas, com o objetivo de se ter informações necessárias à realização de estudos comparativos.
- Apesar de apresentar resultados satisfatórios, sugere-se a aplicação da liga 410NiMo no reparo de rotores de turbinas hidráulicas sem aplicação de tratamento térmico após soldagem para avaliação do desempenho destes equipamentos sob condições reais com o objetivo de consolidar os resultados obtidos neste trabalho.
- Estudar a relação entre a velocidade de resfriamento e o volume de ferrita- δ retido.

6. REFERÊNCIAS

1. INSTITUTO DE TECNOLOGIA PARA O DESENVOLVIMENTO RELATÓRIO N.º 1534/2005. **Análise de desempenho e caracterização das ligas comerciais resistentes à cavitação**. Curitiba, 2005.
2. AKHTAR, A.; BRODIE, N. W. **Field welding large turbine runners**. Water Power & Dam Construction, 40-46, September, 1979.
3. STRAUBE, H.; **Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels**. Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design. Cambridge, UK, Set. 12-14, 1988.
4. MACINTYRE, A. J. – **Máquinas Motrizes Hidráulicas** – Editora Guanabara Dois.1983
5. **Turbine Repair**, Facilities Instructions, Standards, & Techniques Volume 2-5, 2000.
6. NALBONE C.S.; **Effects of Carbon Content and Tempering treatment on the Mechanical Properties and Sulfide Stress-Corrosion Cracking Resistance of AOD- Refined CA-6NM**. In **Stainless Steel Casting**. A symposium Sponsored by ASTM, nov. 1980 p 315 – 368.
7. ASTM A 743/A 743M – 98a. **Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application**.
8. GOOCH, T. G. **Heat Treatment of Welding 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steel for Sour Service**. Welding Research Supplement. July, 1995, p 213-222.
9. BARRA, S. R. **Influência dos Procedimentos de Soldagem Sobre a Resistência à Cavitação de Depósitos Obtidos com a Utilização de Arames Tubulares de Aços Inoxidáveis Ligados ao Cobalto**. – Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, 1998.
10. LIPPOLD, J. C., KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability Of Stainless Steels**, John Wiley & Sons, Inc., 2005
11. STEEL CASTING HANDBOOK, 6 th Edition, – **Corrosion Resistant High Alloy Steel** ASM Chapter 20 , p 20.1 – 20.20.
12. HONEYCOMBE, R.W.K.; **Steels Metallurgy and Materials Science**. Edward Arnold Ltd., Londres, 1981.
13. STRAUBE, H.; **Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels**. Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design. Cambridge, UK, Set. 12-14, 1988.

14. AELION D.L.; **Avaliação Correta de Aços Inoxidáveis e Refratários Fundidos**. Informativo 27 CIF(ABIFA), Revista Fundição, jan 1981.
15. SMITH, W. F. **Structure and Properties do Engineering Alloys**. 2. ed. Singapore: McGraw-Hill, 1993.
16. BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LIORENTE, C. L. **Characteristics and Effects of Austenite Resulting From Tempering of 13Cr – NiMo Martensitic Steel Weld Metals**. Materials Characterization 46, .2001,.285-296.
17. CHIAVERINI, V. **Aços-Carbono e Aços-Liga: Características Gerais, Tratamentos Térmicos, Principais Tipos**; Associação Brasileira de Metais, 2º edição, S.P. 1965.
18. CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering : An Introduction**, 5th edition, John Wiley & Sons, Inc., 5th edition, 1999.
19. CRAWFORD, J. D. **CA6NM an Update**. In; 29th Annual Steel Founder's Society of America Technical and Operating Conference. Nov 1974, p 1-13.
20. LEEM, DONG-SEOL et al. **Amount of Retained Austenite at Room Temperature after Reverse Transformation of Martensite to Austenite in an Fe-13%Cr-7%Ni-3%Si Martensitic Stainless Steel**. Scripta Materialia, 2001, V. 45, p767-772.
21. GRACIOSO, J. F.; **Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM**. Florianópolis, 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina
22. VAZ, C. T. **Avaliação da resistência à erosão por cavitação do metal de soldas produzidas com consumíveis tipo 13%Cr – 4%Ni – 0,4%Mo**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2004. 70p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica).
23. FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. New York – Wiem: Springer Verlag, 1988. p. 98, 181.
24. PEREIRA, S. A., **Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aços Inoxidáveis Martensíticos com Metal de Adição Similar sem TTP**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2000, p19.
25. HENKE, S. L.; NIÑO, C. E.; BUSCHINELLI, A. J. A.; CORRÊA, J. A. **Especificação de Procedimentos de Reparo Por Soldagem de Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios Sem TTPS**. In: XXIV ENTS, Fortaleza, 1998. Anais do XXIVENTS, 1998.

26. RODRIGUES, C. E. A. L.; FARIAS, J. P.; GUIMARÃES, R. F.; SILVA, C. C. **Inclusões e Ferrita δ o Metal de Solda de Eletrodos Inoxidáveis Austeníticos: Avaliação de Fabricantes Disponíveis no Mercado Brasileiro.** 2º COBEF, Uberlândia, 2003.
27. HIGUCHI, M et. Al. **A study on weld repair though half bead method.** IHI Engineering Review, v. 13, n .2, p15 -19, apr. 1980.
28. NOVICKI, N. **Caracterização da Tenacidade à Fratura do Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM Temperado e Revenido e em Juntas Soldadas sem TTPS** – Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPR, Curitiba, 2002.
29. PUKASIEWICZ, M. G. A., **Propagação de trincas por fadiga em juntas soldadas do aço inoxidável martensítico tipo CA6NM** – Dissertação de mestrado, Curitiba, 2002.
30. PRADO, E. M., **Influência das variáveis do processo MIG/MAG Convencional e MIG Pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo** - Dissertação de mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPR, Curitiba, 2004.
31. CARROUGE D., H. K. D. H. Bhadeshia and P. Woollin, **Microstructural change in high temperature heat-affected zone of low carbon weldable 13 %Cr martensitic stainless steels**, Proceedings of the Stainless Steel World conference 2002 (Houston, Texas, USA), 61-67.
32. MARQUES, P. V., MODENESI, P. J., BRACARENSE, A. Q. **SOLDAGEM - Fundamentos e Tecnologia**, Editora UFMG, Belo Horizonte – MG.
33. ASTM E 384 **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.**
34. ASTM E 23, **Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, for Type A Charpy (simple beam) Impact Specimen.**
35. AWS D1.1/D1.1M:2004 **An American National Standard Structural Welding Code-Steel.**
36. Steel Founders' Society of America. **Steel Castings Handbook: Supplement 8 - High Alloy Data Sheets Corrosion Series**, 2004.
37. K. Easterling. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding.** Butterworth & Co Ltd, 1983.